



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

## ANALÝZA DEGRADAČNÍCH PROCESŮ TYČÍ AMORTIZÉRU

ANALYSIS OF DEGRADATION PROCESSES OF THE SHOCK ABSORBER ROD

### BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

### AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Jitka Sýkorová

### VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

BRNO 2019

# Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Studentka:	<b>Jitka Sýkorová</b>
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	<b>Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.</b>
Akademický rok:	2018/19

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

## **Analýza degračních procesů tyčí amortizéru**

### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Tyče amortizéru jsou nedílnou součástí synchronních generátorů. Jedná se o speciální klecové vinutí nakrátko sloužící jako "tlumič".

Předmětem práce je detailní studium opotřebených i nových tyčí amortizéru 3f synchronního hydroalternátoru s využitím metalografických technik, NDT hodnocení (ultrazvuku), příp. pomocí měření vybraných el. veličin.

### **Cíle bakalářské práce:**

- Seznámení studenta se základními principy tvorby vysokoškolských kvalifikačních prací na odpovídající technické úrovni.
- Samostatné zmapování problematiky, stanovení postupu jednotlivých experimentálních technik vedoucích ke komplexnímu kvalitativnímu i kvantitativnímu popisu míry degradace.
- Na základě veškerých dat stanovení optimálního způsobu destruktivní a/nebo nedestruktivní kontroly tyčí amortizéru v provozních podmínkách.

### **Seznam doporučené literatury:**

ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Materials Park, OH: ASM International, 1990, ISBN: 978-0-87170-378-1.

DAVIS, J. R. Copper and copper alloys. Materials Park, OH: ASM International, c2001. ISBN 0-8717-726-8.

CALLISTER, William D. Materials science and engineering: an introduction. 5th ed. New York: John Wiley, c2000. ISBN 0-471-32013-7.

BROOKS, Charlie R a Ashok CHOUDHURY. Failure analysis of engineering materials. New York: McGraw-Hill, c2002. McGraw-Hill professional engineering. ISBN 0-07-135758-0.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2018/19

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.  
děkan fakulty

## **Abstrakt**

Bakalářská práce se zabývá analýzou degradačních procesů tyčí amortizéru synchronního generátoru. Úvodní teoretická část se zabývá popisem generátoru, analýzou materiálu, vlastnostmi mosazi pro výrobu tyčí amortizéru a možnými parametry ovlivňující degradaci tlumiče. Experimentální část bakalářské práce nejprve analyzuje poškozené tyče amortizéru s pomocí destruktivních a nedestruktivních technik, následně navrhuje nedestruktivní zkoušení přímo v provozu a zjišťuje závislost elektrických vlastností na struktuře vybraných materiálů.

## **Klíčová slova**

Degradace materiálu, mosaz, amortizér, CuNi7Zn39Pb3Mn2

## **Abstract**

The bachelor thesis deals with the analysis of degradation processes of the rods of the synchronizer generator. The theoretical part deals with the description of the generator, the analysis of the material, the properties of the brass for the production of the absorber rod and the possible parameters influencing its degradation. The experimental part of the thesis analyzes damaged bars of the shock absorber using destructive and non-destructive techniques, suggests non-destructive testing in-field and determines the dependence of electrical properties on the structure.

## **Keywords**

absorber rod; degradation of material; brass; CuNi7Zn39Pb3Mn2

SÝKOROVÁ, Jitka. *Analýza degradačních procesů tyčí amortizéru*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2019. 58s. Vedoucí bakalářské práce  
Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.

## **Prohlášení**

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma Analýza degradačních procesů tyčí amortizéru vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou součástí této práce.

V Brně dne: 24. 5. 2019.

Podpis:

## **Poděkování**

Ráda bych poděkovala své vedoucí Ing. Lence Klakurkové, Ph.D. za cenné rady, vedení a trpělivost při zpracovávání této bakalářské práce. Dále bych ráda poděkovala Ing. Rostislavu Huzlíkovi, Ph.D., Ing. Martinu Julišovi, Ph.D. a Ing. Pavlu Gejdošovi, Ph.D. za jejich pomoc s experimentální částí. Zároveň děkuji své rodině a příteli za veškerou podporu během celého bakalářského studia.

## Obsah

1	Úvod .....	6
2	Teoretická část .....	7
2.1	Synchronní generátor .....	7
2.1.1	Konstrukce .....	7
2.1.2	Hydroalternátor .....	8
2.2	Amortizér .....	8
2.3	Mosaz .....	8
2.3.1	Mikrostruktura slitin Cu-Zn .....	9
2.3.2	Mechanické vlastnosti slitin Cu-Zn .....	11
2.3.3	Elektrické vlastnosti .....	12
2.3.4	Tepelné vlastnosti slitin Cu-Zn .....	13
2.3.5	Vliv příměsí na vlastnosti mosazi .....	14
2.3.6	Technologie zpracování mosazi .....	17
2.3.7	Niklová mosaz .....	21
2.4	CuNi7Zn39Pb3Mn2 .....	22
2.5	Srovnání parametrů materiálů používaných pro výrobu amortizérů .....	22
3	Experimentální část .....	25
3.1	Experimentální technika .....	25
3.2	Část A: Materiálová analýza poškozených tyčí amortizéru .....	27
3.2.1	Experimentální materiál .....	27
3.2.2	Analýza chemického složení .....	28
3.2.3	Měření tvrdosti .....	28
3.2.4	Mikrostrukturní analýza .....	29
3.2.5	Rentgenová difrakční analýza .....	36
3.3	Část B: Návrh nedestruktivní techniky .....	38
3.3.1	Měření rychlosti ultrazvuku .....	38
3.4	Část C: Prověření vlivu strukturního stavu používaných materiálů tyčí amortizéru na jejich elektrické vlastnosti. ....	40
3.4.1	Experimentální materiál .....	40
3.4.2	Mikrostruktura experimentálního vzorkového materiálu .....	42
3.4.3	Měření tvrdosti .....	45
3.4.4	Měření elektrického odporu .....	46

3.4.5	Měření rychlosti šíření ultrazvukových vln.....	47
4	Výsledky a Diskuze .....	48
5	Závěr.....	51
6	Literatura .....	53
7	Seznam použitých zkratek a symbolů .....	55
8	Seznam obrázků.....	56
9	Seznam tabulek.....	58

# 1 Úvod

Generátory v elektrárnách slouží k přeměně mechanické energie na elektrickou. Pracují na základě elektromagnetické indukce. Součástí velkých výkonných generátorů je tzv. amortizér (tlumič), který zamezuje kývání rotoru, které může vznikat v důsledku rázových proudů. Póly amortizéru jsou vždy z plechů, vinutí je obvykle složeno z více jak sto tyčí o délce až několik metrů. Pro výrobu tyčí amortizéru se využívá materiály, které mají dostatečnou tepelnou vodivost a umožňují tak potřebnou tepelnou dilataci všech částí generátoru, ale současně i dostatečný elektrický odpor, aby nedocházelo k přehřátí a tepelným ztrátám. Obecně se pro výrobu tyčí amortizéru používají mědi, mosazi nebo bronzy, zejména v minulosti byly ale používány i austenitické oceli. [1;2;3]

Bakalářská práce je zaměřena na tyče amortizéru vyrobené z niklové mosazi  $\text{CuNi7Zn39Pb3Mn2}$ , u kterých v důsledku účinků rázových proudů, dochází k velkému teplotnímu namáhání, následné tepelné povrchové degradaci a přepalování.

Práce je zaměřena kvalitativní i kvantitativní hodnocení degradace materiálu u poškozených tyčí amortizéru a nalezení účinné metodiky, která by byla schopna odhalit míru degradace konkrétní tyče a predikovat její zbytkovou životnost v podmínkách reálného provozu generátoru.

V poslední části experimentální práce je pozornost zaměřena na prověření vlivu mikrostrukturního stavu materiálu na změnu elektrického odporu a rychlosti šíření ultrazvukových vln.

## 2 Teoretická část

### 2.1 Synchronní generátor

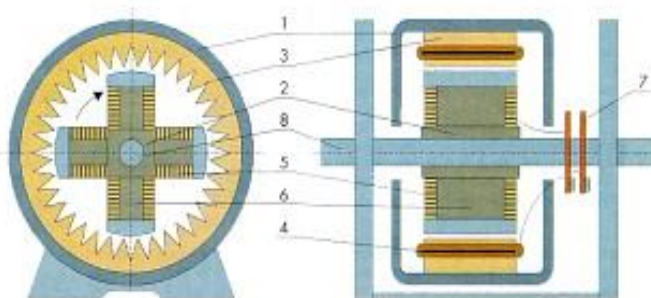
Synchronní generátor je elektrický stroj, který se nachází v elektrárnách a slouží k přeměně mechanické energie na elektrickou. Využívá točivého magnetického pole a vytváří třífázový střídavý proud. Generátor se skládá ze statoru a rotoru. Mechanická energie je dodávána pomocí hnacího stroje. Rotor (obr. 1) se otáčí a v jeho třífázovém (tak zvaném budícím) vinutí prochází stejnosměrný elektrický proud. Vzniká točivé magnetické pole, které na trojfázovém vinutí statoru indukuje trojfázové střídavé napětí. Jakmile se připojí generátor ke spotřebiči, začne vinutím statoru proudit třífázový střídavý proud. Počet otáček rotoru je stejný jako rychlost točivého magnetického pole, proto se nazývá synchronní. [1; 2; 3]



Obr. 1 Rotor synchronního generátoru s vyniklými póly [1]

#### 2.1.1 Konstrukce

Konstrukce synchronního stroje je zobrazena na obr. 2. Rotor je tvořený magnetem či elektromagnetem. Stator je podobný dutému válci. Vnitřní magnetický obvod se skládá z plechů izolovaných buď papírem nebo lakem. Nachází se zde kanály, které slouží k chlazení generátoru. Kanály proudí voda nebo vzduch a odvádí ztrátové teplo z generátoru. Na vnitřní straně plechů je umístěna kotva (měděné vodiče), která vytváří trojfázové vinutí po 120° umístěné v drážkách. Začátky vinutí jsou připojeny na svorky generátoru. Z těchto svorek je odebrán elektrický proud, který vede dál do rozvodovny a ke spotřebičům. Synchronní generátory se dělí na stroje s hladkým rotorem a vyniklými póly. U hydroalternátorů se používá rotor s vyniklými póly. [1; 2; 3; 4]



Obr. 2 1) stator, 2) rotor, 3) magnetický obvod statoru, 4) statorové vinutí, 5) rotorové vinutí, 6) póly, 7) sběrací kroužky, 8) hřídel [2]

## 2.1.2 Hydroalternátor

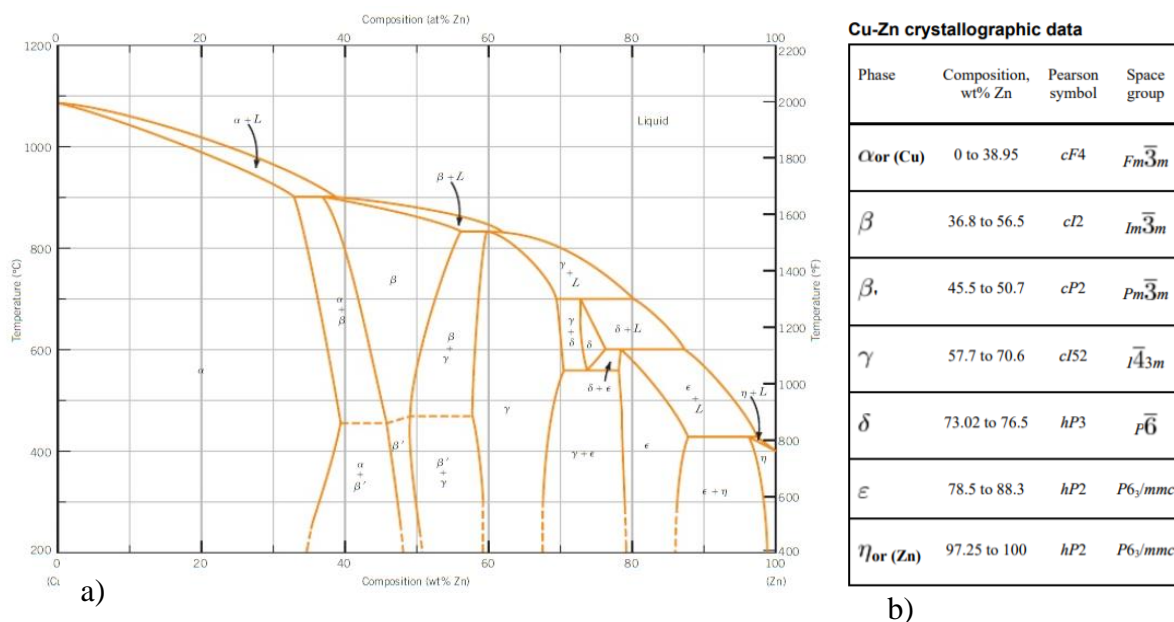
Hydroalternátory se používají ve vodních elektrárnách. Bývají spojeny s Francisovými nebo Kaplanovými vodními turbínami. Mají malé otáčky, proto mají velký průměr a malou délku. Na hřídeli rotoru je magnetové kolo s 4 až 80 póly. Na každém pólu je umístěno vinutí, které je napájeno střídavým proudem. Chlazení probíhá pomocí oleje, který je protlačován vnitřkem cívek. Na hřídeli rotoru jsou upevněny sběrací kroužky, na kterých jsou připevněna budící vinutí. Stejnsměrný proud se na budící vinutí přivádí pomocí kartáčů, které dosedají na sběrací kroužky. Stejnsměrný proud pak vytváří stejnsměrné elektrické pole. Výkon závisí na výšce vodního spádu a na množství vody. [1; 2; 3]

## 2.2 Amortizér

U velkých hydroalternátorů se nachází amortizér (též zvaný tlumič), který zamezuje kývání rotoru při vzniku rázových proudů a umožňuje tepelnou dilataci všech částí motor/generátoru. Póly amortizéru jsou vždy z plechů, vinutí je často z více jak sto tyčí o délce až několik metrů. Tyče se někdy umísťují dle elektrické vodivosti. Volí se materiály s dostatečnou vodivostí, aby mohly plnit svou funkci, současně s dostatečným odporem, aby nedocházelo k tepelným ztrátám. Obvykle se tyče amortizéru vyrábí z mědi, bronzu či mosazi. V literatuře je i zmínka o austenitické oceli typu 18/8 a martenzitické oceli 17 351. [3; 4; 5]

## 2.3 Mosaz

Slitiny mědi a zinku jsou široce používány jako průmyslové materiály díky vynikajícím vlastnostem, jako je vysoká odolnost proti korozi, nemagnetismus a dobrá obrobiteľnosť. Binární rovnovážný diagram této slitiny je poměrně složitý. V kapalném stavu jsou oba kovy Cu a Zn dokonale rozpustné. Ve stavu tuhém je rozpustnost obou prvků omezena. Během krystalizace vzniká šest různých fází  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ,  $\eta$ , viz obr. 3a diagram Cu-Zn a fázový popis, viz obr. 3b. [6]



Obr. 3 a) Diagram Cu-Zn [6] b) Strukturní fáze systému Cu-Zn [7]

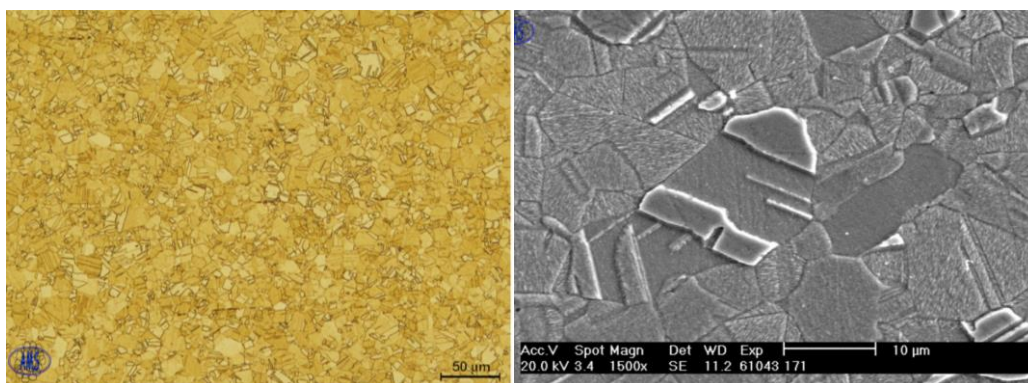
Některé křivky fázových přeměn v dolní části diagramu (označeny přerušovanou čarou) nejsou přesně určeny. Důvodem je nízká teplota, pomalá difuze a dlouhá doba potřebná k získání rovnováhy. [6]

### 2.3.1 Mikrostruktura slitin Cu-Zn

#### Homogenní slitina $\alpha$

Tuhý roztok  $\alpha$  ( $a = 3,70 \text{ \AA}$ ) je substituční tuhý roztok zinku v mědi, který zaujímá poměrně velkou část diagramu a má podobné vlastnosti jako čistá měď. V plošně centrované kubické mřížce FCC (viz obr. 4) jsou atomy mědi nahrazovány atomy zinku. Rozpustnost Zn v Cu je omezená. Při teplotě  $902 \text{ }^\circ\text{C}$  se v mědi rozpouští 32,5 % zinku. [8; 9]

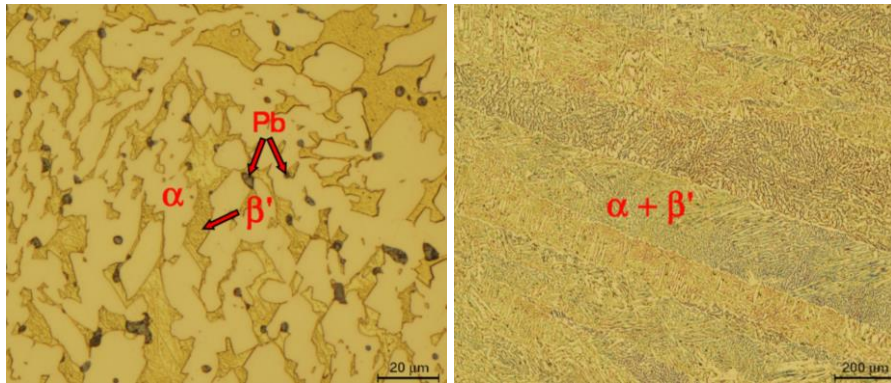
V litém stavu mají tyto slitiny strukturu dendritickou, po tváření a vyžhání pak strukturou tvořenou polyedrickými zrny. S klesající teplotou rozpustnost Zn v Cu nejprve roste, při teplotě  $454 \text{ }^\circ\text{C}$  dosahuje maximálních 38 %, potom klesá až na  $35^\circ\text{C}$ . Změna rozpustnosti nemá praktický význam, neboť schopnost difuze je tak malá, že k rozpadu přesyceného roztoku nedojde. Pouze po značném tváření zastudena a následném žhání je možné vyvolat precipitaci křehké fáze  $\beta'$ . Fáze  $\alpha$  je tvárná a poměrně měkká, při tváření za tepla je ale velmi citlivá na nečistoty. [10;11;12]



Obr. 4 Mikrostruktura homogenní mosazi, CuZn30 [13]

#### Heterogenní slitiny $\alpha+\beta'$

Druhá skupina slitin je dvoufázová, tvořena fázemi  $\alpha$  a  $\beta'$ . Slitiny o koncentraci 32,5-36 % Zn krystalizují při teplotě  $902^\circ\text{C}$ . Po peritektické reakci a dalším ochlazování se podíl fází  $\alpha+\beta$  mění dle křivky změny rozpustnosti, fáze  $\beta$  se přeměňuje na fázi  $\alpha$  a mosazi se stávají homogenními. Výslednou strukturu při nízkých teplotách tvoří heterogenní směs fází  $\alpha+\beta'$ . Vlastnosti slitin se mění podle poměru fází. Neuspořádaná fáze  $\beta$  s prostorově středěnou mřížkou BCC (A2) je za tepla tvárná, při ochlazování se mění na uspořádanou, tvrdou a křehkou  $\beta'$  (B2, Pm-3m 221,  $a = 2,95 \text{ \AA}$ ), viz obr. 5. [10; 14]



Obr. 5 Mikrostruktura heterogenní mosazi, CuZn38Pb [13]

### Homogenní slitiny $\beta'$

Slitiny s obsahem zinku od 36 % Zn do 56 % Zn jsou po primární krystalizaci homogenní a obsahují jen fázi  $\beta$ . Oblast této fáze je poměrně široká a směrem k nižším teplotám se zužuje. Při teplotách 454-468 °C se mění neuspořádaná fáze  $\beta$  na uspořádanou fázi  $\beta'$ . Aktivační energie pro difuzi několika prvků v jednofázové  $\beta$  mosazi byla shledána větší v neuspořádaném stavu ve srovnání s uspořádaným. Při pokračujícím ochlazování se fáze  $\beta'$  už nemění a tyto slitiny (36-56 % Zn) jsou podle koncentrace zinku buď heterogenní ( $\alpha + \beta'$ ), homogenní ( $\beta'$ ) nebo heterogenní ( $\beta' + \gamma$ ). Fáze  $\beta$  dobře tvárná za tepla.

Slitiny s převažujícím obsahem fáze  $\beta'$  nejsou prakticky využitelné. V praxi se používají slitiny s obsahem zinku maximálně do 42 %. Při ještě větším obsahu zinku se tvoří i další fáze ( $\gamma$ ,  $\vartheta$ ,  $\epsilon$ ,  $\mu$ ). Pro svou tvrdost a křehkost nemají tyto slitiny využití v praxi. Mosazi s obsahem mědi vyšším jak 55 % se používají většinou jako konstrukční materiál, mosazi s obsahem nižším jak 50 % Cu na odlitky. [10;11;12]

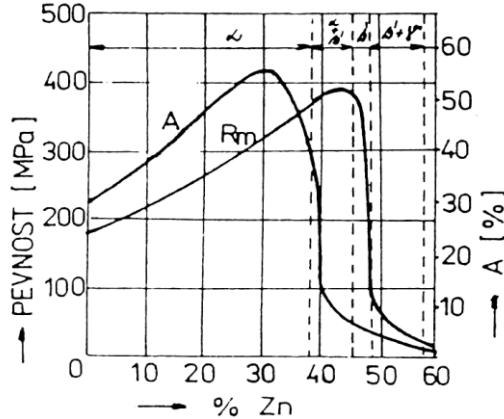
### Odchytky od fázových přeměn

Odchytky od fázových přeměn mohou nastat při vysoké rychlosti ochlazování, kdy z důvodu krátkého času nemohou plně proběhnout difuzní pochody jak při krystalizaci, tak při překrystalizaci. První nerovnovážený stav může nastat během překrystalizace fáze  $\beta$  na  $\alpha$  na křivce změny rozpustnosti. Je-li taková slitina (např. 38 % Zn) ochlazována rychleji, není dostatek času na difuzi a fáze  $\beta$  se všechna nepřemění na fázi  $\alpha$ . Ve slitině zůstane jistý podíl fáze  $\beta$ , která se při teplotě 454 °C změní na křehkou fázi  $\beta'$ . Výsledkem je snížená tažnost a větší křehkost. Při různě velké rychlosti ochlazování může vzniknout několik odlišných nerovnovážených struktur.

Ochladí-li se slitina se 40 % Zn po žhání na 800 °C (homogenní stav) na vzduchu, přechladí se fáze  $\beta$  a fáze  $\alpha$  se vyloučí na hranicích i uvnitř zrn. Tato struktura je podobná Widmannstättenově struktuře u oceli. Pokud se fáze  $\beta$  ochladí ještě rychleji do prostředí (lázně) pod bodem mrazu, je difuze potlačena úplně a fáze  $\beta$  se bezdifuzně přemění na fázi  $\alpha'$  (tetragonální FCC). Tato přeměna do jisté míry připomíná martenzitickou přeměnu u oceli. Vznik tetragonální mřížky způsobí vnitřní pnutí zvýšenou křehkost materiálu. Tato přeměna nemá zatím praktické využití. [10; 11; 12]

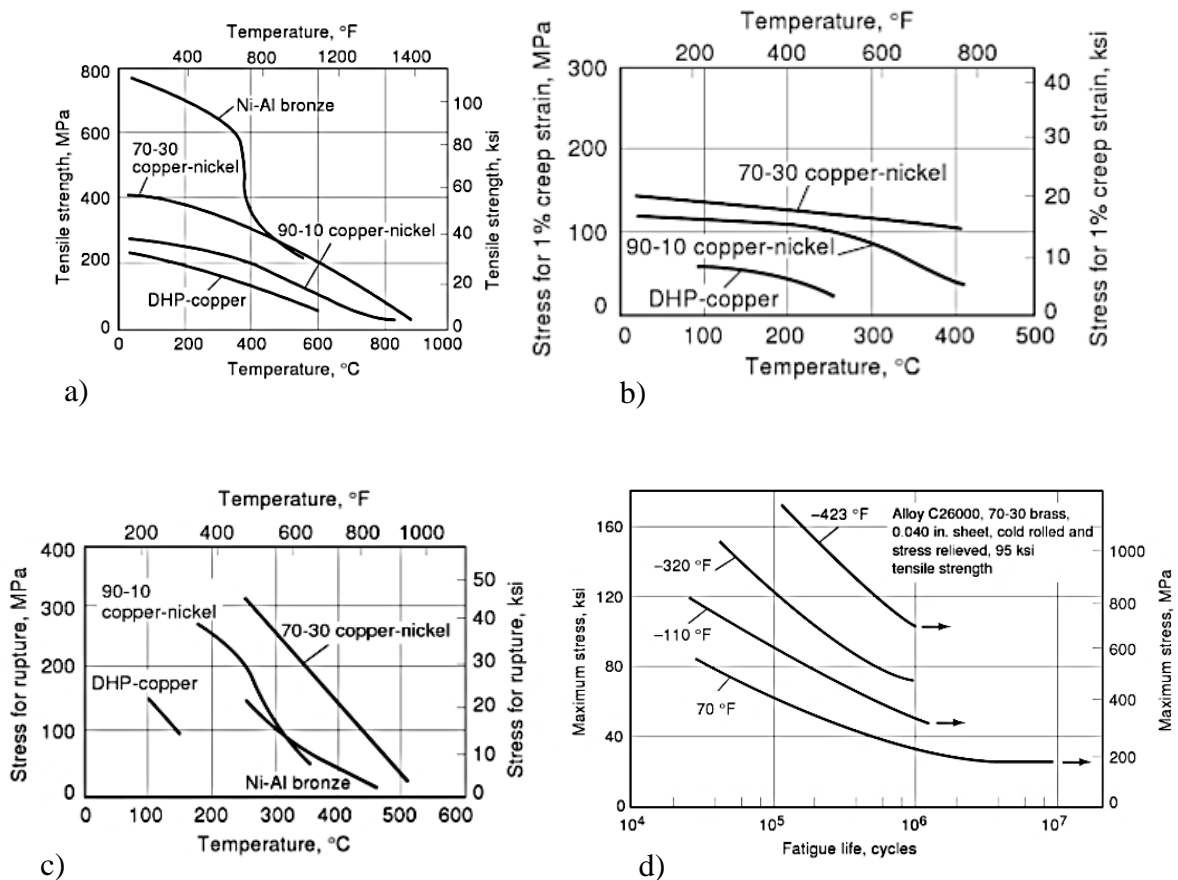
### 2.3.2 Mechanické vlastnosti slitin Cu-Zn

Mechanické vlastnosti se s přibývajícím obsahem zinku nejprve zvyšují, poté klesají až na velmi nízké hodnoty (viz obr. 6). Největší pevnosti se u heterogonních ( $\alpha+\beta'$ ) slitin dosahuje při koncentraci asi 45 % Zn. Tažnost nabývá maxima při cca 32,5 % Zn, kdy dochází k nasycení tuhého roztoku po primární krystalizaci. [10]



Obr. 6 Vliv obsahu Zn na mechanické vlastnosti heterogenní mosazi [10]

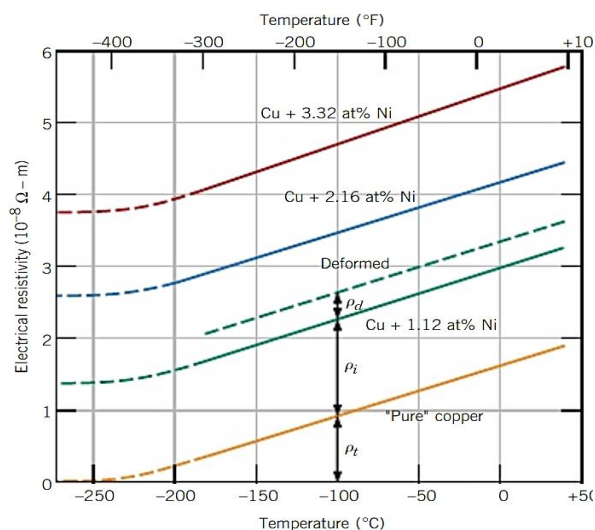
Měď a slitiny mědi nejsou obecně vhodné pro dlouhodobou práci za vysokých teplot. Nevykazují vysokou pevnost při tečení ani pevnost v tlaku. Slitiny Cu-Ni mají podstatně lepší vlastnosti za tepla, přesto nemohou konkurovat slitinám, jako jsou legované oceli, korozivzdorné oceli a slitiny na bázi niklu. Příklady teplotních vlivů na mez pevnosti, napětí při creepu, napětí do porušení na mez únavy jsou znázorněny na obr. 7. [15]



Obr. 7 Vliv teploty na a) mez pevnosti b) napětí pro 1 % creep, c) napětí porušení d) únavy [15]

### 2.3.3 Elektrické vlastnosti

Elektrický odpor roste se vzrůstající teplotou, množstvím nečistot a plastickou deformací. Po tváření dochází ke zjemnění zrna, nárůstu plochy jejich hranic a tím k vytvoření většího el. odporu. Krystalografické vady slouží jako rozptylovací místa pro vedení elektronů v kovu, tím zvyšují elektrický odpor. Koncentrace těchto nedostatků závisí na teplotě, chemickém složení a stupni tváření, viz obr. 8. [6]



Obr. 8 Elektrický odpor v závislosti na teplotě, množství příměsí a plastické deformaci [6]

Matematicky lze tuto závislost vyjádřit pomocí Matthiessensova vztahu, kde suma elektrického odporu je složena z dílčích příspěvků.

$$\rho_{celkova} = \rho_{teplota} + \rho_{nečistoty} + \rho_{deformace} \quad (1)$$

#### Závislost na teplotě

Rezistivita s teplotou lineárně stoupá (platí pro teploty nad cca -200 °C).

$$\rho_t = \rho_0 + aT \quad (2)$$

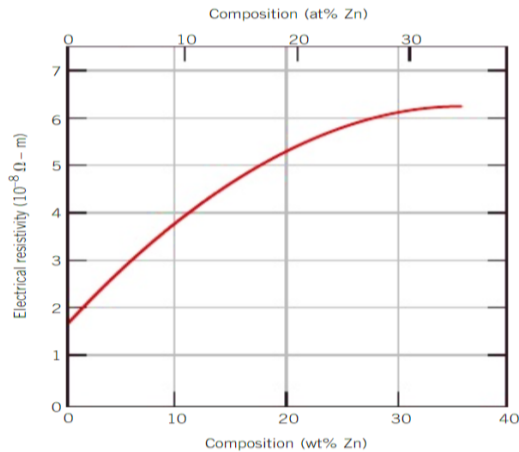
Konstanty  $\rho_0$  a  $a$  jsou charakteristické pro každý kov. S rostoucí teplotou se zvyšuje teplota v tepelných vibracích a dalších poruchách mřížky (vakancí), které slouží jako elektronová rozptylová centra.

#### Vliv příměsí a nečistot

Elektrický odpor roste v závislosti na množství příměsí a nečistot. Tato závislost je dána následujícím vztahem,

$$\rho_i = A c_i (1 - c_i) \quad (3)$$

kde  $c_i$  je koncentrace nečistot,  $A$  konstanta nezávislá na složení, která je funkcí obou kovů i nečistot. S rostoucím obsahem zinku odpor nejprve prudce vzrůstá, potom se jeho hodnota prakticky ustálí (obr. 9).



Obr. 9 Elektrický odpor v závislosti na obsahu zinku [6]

Aproximace rezistivity pro heterogenní slitiny je definovaná vztahem:

$$\rho_i = \rho_\alpha V_\alpha + \rho_\beta V_\beta \quad (4)$$

kde  $\rho_\alpha$  a  $V_\alpha$  reprezentují rezistivitu pro danou fázi a její dílčí objem.

### Vliv plastických deformací

S plastickou deformací se zvyšuje počet dislokací, které působí jako rozptylová centra. Důsledkem toho roste elektrický odpor. Z obr. 8 vyplývá, že vliv deformace na rezistivitu materiálu je menší, než vliv teploty a nečistot. [6]

### 2.3.4 Tepelné vlastnosti slitin Cu-Zn

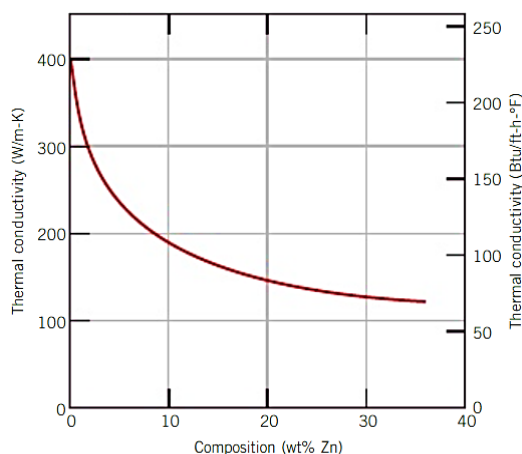
Teplu je materiálem transformováno vibracemi fotonů a volných elektronů. Volné elektrony v teplé oblasti získávají kinetickou energii a migrují do chladnějších míst. Relativní podíl celkové tepelné vodivosti se zvyšuje s vyšším obsahem volných elektronů. Ve vysoce čistých kovech je elektronový mechanismus přenosu tepla účinnější než fotonový, neboť elektrony nejsou tak rozptýleny jako fotony a mají větší rychlost. Vzhledem k tomu, že volné elektrony mohou za tepelnou i elektrickou vodivost čistých kovů, obě vodivosti jsou teoreticky vázány Wiedemann–Franz zákonem:

$$L = \frac{k}{\sigma T} \quad (5)$$

kde je  $\sigma$  elektrická vodivost,  $k$  tepelná vodivost,  $T$  absolutní teplota,  $L$  konstanta.

Teoretická hodnota konstanty  $L$  je  $2,44 \times 10^{-8} \text{ } \Omega\text{W}/(\text{K})^2$  a měla by být pro všechny kovy stejná, pokud je tepelná energie transformována pouze volnými elektrony.

Slitiny kovů s příměsemi a nečistotami vedou ke snížení tepelné vodivosti ze stejného důvodu jako u vodivosti elektrické. Hlavně atomy příměsí a nečistot, zejména pokud jsou v tuhém roztoku, působí jako rozptylovače, což snižuje účinnost pohybu elektronů. obr. 10 znázorňuje tepelnou vodivost slitiny Cu-Zn. Z obr. 10 je zřejmé, že tepelná vodivost s rostoucím obsahem zinku významně klesá. [6; 9;16]



Obr. 10 Tepelná vodivost v závislosti na obsahu Zn [6]

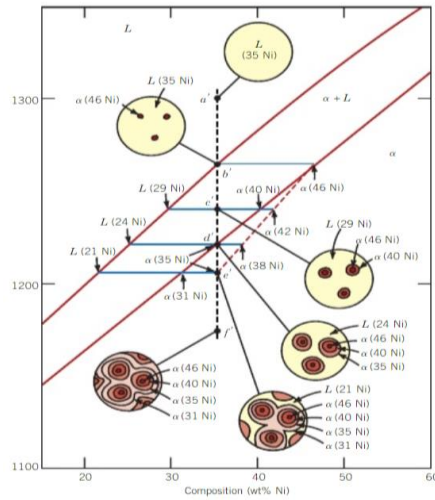
## 2.3.5 Vliv příměsí na vlastnosti mosazi

### Nikl

Nikl je sedmý nejrozšířenější prvek v zemské kůře. Přibližně 60 % se ho spotřebuje jako přísada do různých druhů ocelí. Slouží jako legující prvek v korozivzdorných ocelích, kde v koncentracích 8-35 % zvyšuje korozivzdornost a vrubovou houževnatost při nízkých teplotách, rozšiřuje oblast austenitu. Niklové slitiny mají vynikající termomechanické a mechanické vlastnosti i při teplotách vyšších než 500 °C. Používají převážně při vysokoteplotních aplikacích, jako jsou turbíny, motory, výměníky tepla. Nikl je možné vyrobit s čistotou 99,99 %. Stupeň čistoty ovlivňuje mnoho vlastností, například elektrická vodivost je velmi citlivá na nečistoty. Rezistivita čistého niklu je při nízkých teplotách zanedbatelná, s rostoucí teplotou nečistotami se zvyšuje. Nikl patří mezi tři prvky (současně s železem a kobaltem), které jsou za běžných teplot silně feromagnetické. Základní vlastnosti niklu jsou shrnuty v tab. 1. [10; 17; 18]

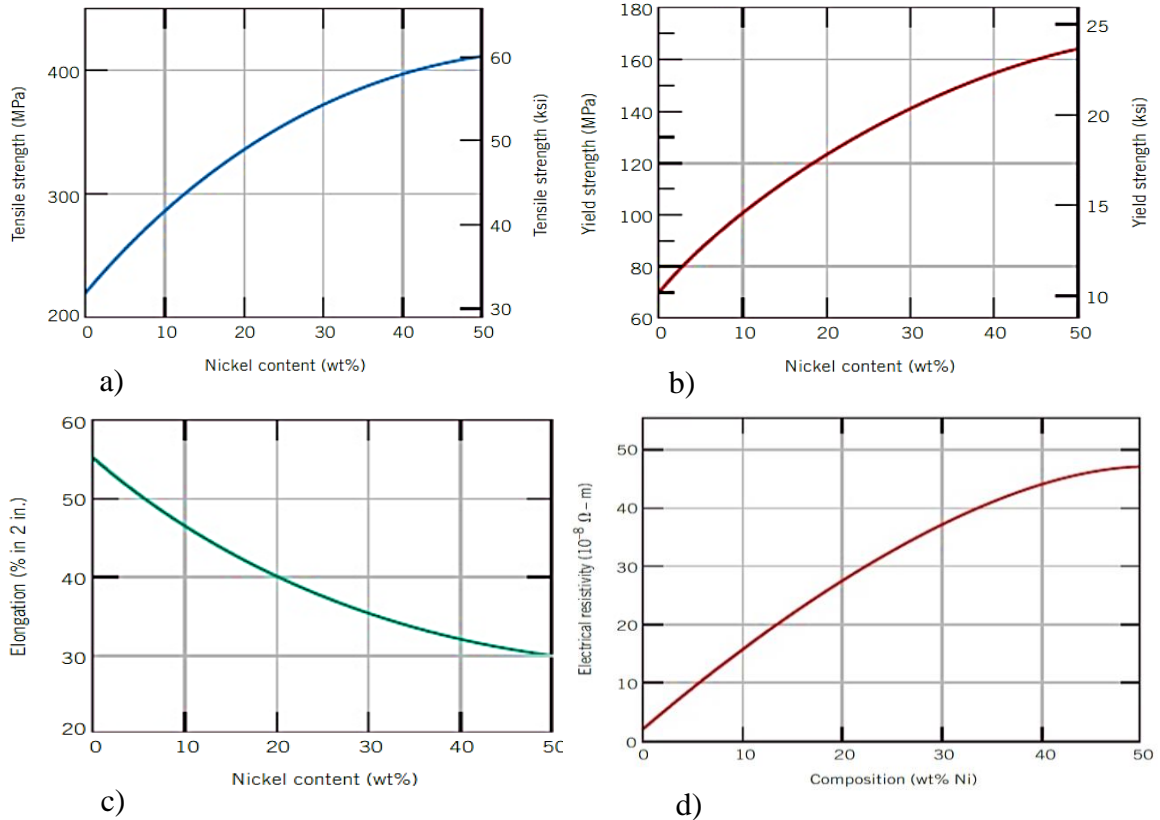
Tab. 1 Vlastnosti niklu

<b>relativní atomová hmotnost</b>	58,7
<b>atomové číslo</b>	28
<b>mřížka</b>	FCC, nepolymorfní
<b>parametry mřížky [Å]</b>	3,5168
<b>hustota [g/cm<sup>3</sup>]</b>	8,9
<b>tvrdost (Mohsova stupnice)</b>	4
<b>teplota tání [°C]</b>	1 455
<b>teplota varu [°C]</b>	2 730
<b>teplota Curieho bodu [°C]</b>	357
<b>teplota rekrystalizace [°C]</b>	370
<b>mez pevnosti (litý nikl) [MPa]</b>	350-420
<b>mez pevnosti (tvářený a žíhaný) [MPa]</b>	190-240
<b>Yongův modul pružnosti E [GPa]</b>	210
<b>elektrický odpor [Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	0.068
<b>elektrická vodivost [S*m/mm<sup>2</sup>]</b>	1,4-1,47
<b>magnetické permeabilita</b>	Max 1,240
<b>tepelná kapacita [J/kg*K]</b>	443
<b>lineární koeficient tepelné roztažnosti [K<sup>-1</sup>*10<sup>-6</sup>]</b>	13,3
<b>rychlost zvuku [m/s]</b>	4900 m/s



Obr. 11 Schématické znázornění mikrostruktury Cu-Ni [6]

Nikl se rozpouští v homogenních mosazích  $\alpha$  a rozšiřuje oblast tuhého roztoku (obr. 11). Vliv obsahu niklu na mechanické i elektrické vlastnosti je znázorněn na obr. 12. Vliv obsahu niklu na rezistivitu mědi (až do 50 wt % niklu) za pokojové teploty je demonstrován na obr. 12d. Atomy niklu působí jako rozptylovací místa a zvyšující se koncentrace niklu ve slitinách mědi zvyšuje elektrický odpor. Současně dochází ke zvyšování meze kluzu, meze pevnosti, snižování tažnosti a tepelné vodivosti. V mosazích má nikl významný vliv na omezení růstu zrna. [6; 10; 11]



Obr. 12 Vlastnosti mosazi v závislosti na obsahu Zn  
(a) Mez pevnosti mosazi; (b) Mez kluzu; (c) Tažnost; (d) Elektrický odpor; [6]

## **Ostatní příměsi**

Podíl příměsí a nečistot u mosazi bývá vyšší než u mědi (není potřeba tak velká elektrická vodivost). Homogenní mosazi  $\alpha$  jsou poměrně citlivé na nečistoty, heterogenní slitiny s fázemi  $\alpha+\beta$  méně.

Jako škodlivé se označují příměsi prvků S, P, Bi, Sb, As a jejich obsah se proto snižuje na minimum.

### **Síra**

Síra zvyšuje křehkost za zvýšených teplot.

### **Fosfor**

Fosfor omezuje růst zrn, zvyšuje pevnost v tahu a do jisté míry snižuje tažnost. Nad koncentraci asi 0,06 % tvoří křehkou sloučeninu  $\text{Cu}_3\text{P}$ , která snižuje houževnatost.

### **Bismut**

Bismut v kombinaci s Cu vytváří nerozpustné eutektikum, které tuhne na hranici zrn. Způsobuje křehkost za zvýšených teplot.

### **Antimon**

Antimon snižuje tvárnost zastudena. Rozpustnost Sb v tuhém roztoku  $\alpha$  se s klesající teplotou snižuje až na nízkou hodnotu. Tato změna způsobuje, že se antimon vylučuje z tuhého roztoku a nad 0,1 % tvoří na hranicích zrn křehkou sloučeninu  $\text{Cu}_2\text{Sb}$ , která zhoršuje tvárnost. Z toho důvodu je v normách povolen obsah maximálně 0,005 %.

### **Arsen**

Arsen kolem koncentrace 0,02 – 0,06 % potlačuje korozi, do koncentrace 0,1 % se rozpouští v tuhém roztoku. Při vyšší koncentraci se vytváří na hranicích zrn křehká sloučenina  $\text{Cu}_3\text{As}$ . Nemá vliv na zpracování zastudena či zatepla. Podporuje rekrytalizaci zrna a tím snižuje tažnost.

Příspěvky jako olovo, křemík, železo, mangan, hliník působí u některých mosazí (např. binárních) nepříznivě, například u vícetložkových naopak příznivě.

### **Olovo**

Olovo snižuje tažnost již za pokojové teploty. Vlivem segregace na hranicích zrn nad teplotou 315 °C vede k lomu po hranicích zrn. Množství olova pro válcování za tepla by nemělo překročit 0,01 %. Naopak množství olova do 4 % zlepšuje obrobiteľnosť materiálu zpracovaného vytlačováním a tažením zastudena. U homogenních mosazí zlepšují obrobiteľnosť koncentrace již od 0,02 % Pb, v heterogenních mosazích je ho třeba kolem 1-2 %.

### **Železo**

Železo ovlivňuje hlavně žíhací a magnetické vlastnosti. Způsobuje pokles tvárnosti u homogenních slitin již při obsahu 0,05 %. V heterogenních mosazích působí naopak příznivě, zjemňuje zrno. Účinek železa závisí i na rychlosti ochlazování a na obsahu Si. Zrno se zjemní,

pokud je koncentrace Fe vyšší, než je poloha peritektického bodu v rovnovážném diagramu, obsah železa by měl být proto větší než 0,5 %.

### Hliník

Hliník do obsahu 2 % nemá nepříznivý vliv na zpracování zastudena či zatepla.

### Kadmium

Vliv přítomnosti kadmia u mosazi je sporný. Některé zdroje uvádí jeho maximální přípustné množství 0,05 %, jiné hovoří o obsahu 0,10 %.

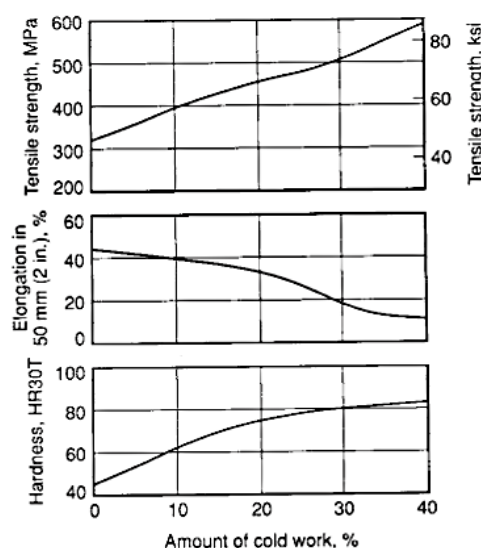
Ostatní příměsi, pokud jejich množství nepřesáhne danou hodnotu, působí na mosaz spíše pozitivně. Pro skupinu zvláštních mosazí hrají různé přísady zásadní roli. [12; 19]

## 2.3.6 Technologie zpracování mosazi

Mosazi se zpracovávají tvářením i odléváním, technologie tváření však převažuje. Odlévají se obvykle mosazi s vyšším obsahem zinku. Tváří se mosazi s 58 %- 95 % Cu. [10; 11]

### 2.3.6.1 Tváření

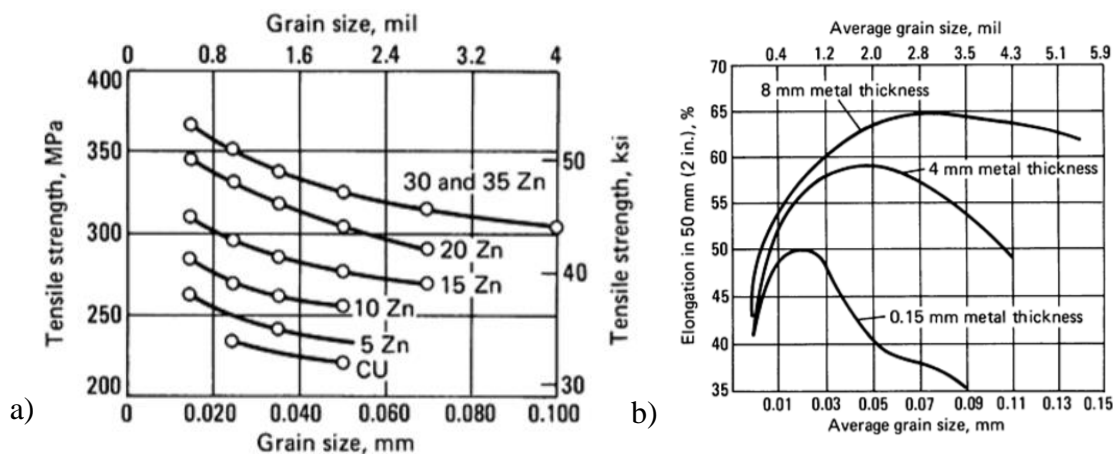
Obvykle se tváří mosazi s obsahem 58–95 % Cu. Do této skupiny patří tedy mosazi homogenní i heterogenní. Dodávají se jako různé polotovary (plech, pásy, trubky, dráty a tyče), ve stavu vyžíhaném (měkkém), polotvrdém, tvrdém či pružinově tvrdém. Jednou z možností, jak u homogenních mosazí ovlivnit mimo pevnosti a tažnosti (obr. 13) i velikost zrna a mez únavy, je tváření zastudena a rekrytalizační žíhání v rozsahu teplot 430-700 °C. Se zvyšujícím se stupněm tváření zastudena (% cold work) roste mez pevnosti a tvrdost, klesá tažnost. Pokud zpracování probíhá za teploty vyšší, než je teplota rekrytalizace, jedná se o tváření za tepla. Požadovaná deformační energie je nižší než pro tváření zastudena. Nicméně většina materiálu na povrchu oxiduje, což vede ke ztrátě materiálu a horší kvalitě povrchu. Jednofázové mosazi ( $\alpha$ ) jsou dobře tvářitelné za studena i zatepla, proto jsou vhodné pro hluboké tahy. Heterogenní slitiny ( $\alpha+\beta$ ) se díky výskytu fáze  $\beta$  tváří pouze zatepla. [10]



Obr. 13 vliv tváření za studena na vlastnosti mosazi C3320 na (od shora) mez pevnosti, tažnost, tvrdost [15]

### 2.3.6.2 Tepelné zpracování

Základním účelem žíhání je rekrystalizace a změkčení kovu pro další zpracování za studena. Žíhání bývá obvykle navrženo tak, aby materiál měl odpovídající velikost zrn pro specifickou pevnost v tahu, která je u slitin mědi (až na několik výjimek) do značné míry závislá právě na velikosti zrna. Vliv velikosti zrna na pevnost v tahu je znázorněn na obr. 14a. Vliv velikosti zrna na relativní prodloužení C26000 je znázorněn na obr. 14b. Je zřejmé, že s rostoucí velikostí zrna klesá mez pevnosti, naopak roste tažnost. [19]



Obr. 14 a) Vliv velikosti zrna na mez pevnosti, žíháno, tloušťka vzorku 10 mm b) Vztah mezi velikostí zrna a tloušťkou versus prodloužení pro slitinu C26000 [19]

Velikost zrna kromě pevnosti ovlivňuje i usměrnění růstu zrna a povrchovou drsnost materiálu. Následné tváření za studena závisí na jednotné velikosti zrna. Jednotnost velikosti zrna je ovlivněna typem žíhacích pecí a způsobem provozu. Každý způsob žíhání má určité výhody a nevýhody. [19]

Druh tepelného zpracování záleží na chemickém složení a převážně pak na obsahu zinku. Při vyšším obsahu Zn se teplota žíhání snižuje (maximálně o 300 °C). U jednofázových mosazí se provádí konvenční žíhání nebo rekrystalizace. Cílem tepelného zpracování je odstranění vnitřního pnutí, které se po procesu tváření může objevit. Úspěšnost žíhání se odvíjí od velikosti zrna. [10;11]

Pro vícefázovou mosaz (s přídatky legujících prvků (Ni, Pb, Fe) jsou používány různé teploty a časy žíhání. Nejčastější používané procesy tepelného zpracování (tab. 2):

Tab. 2 Žíhací teploty [20]

druh žíhání	teplota [°C]
žíhání na měkko	425-650
rekrytalizační žíhání	450-470
zabránění vyhoření zinku	450-700
odstranění vnitřního pnutí po válcování za studena	300-320
zabránění korozi po válcování za tepla	260-280

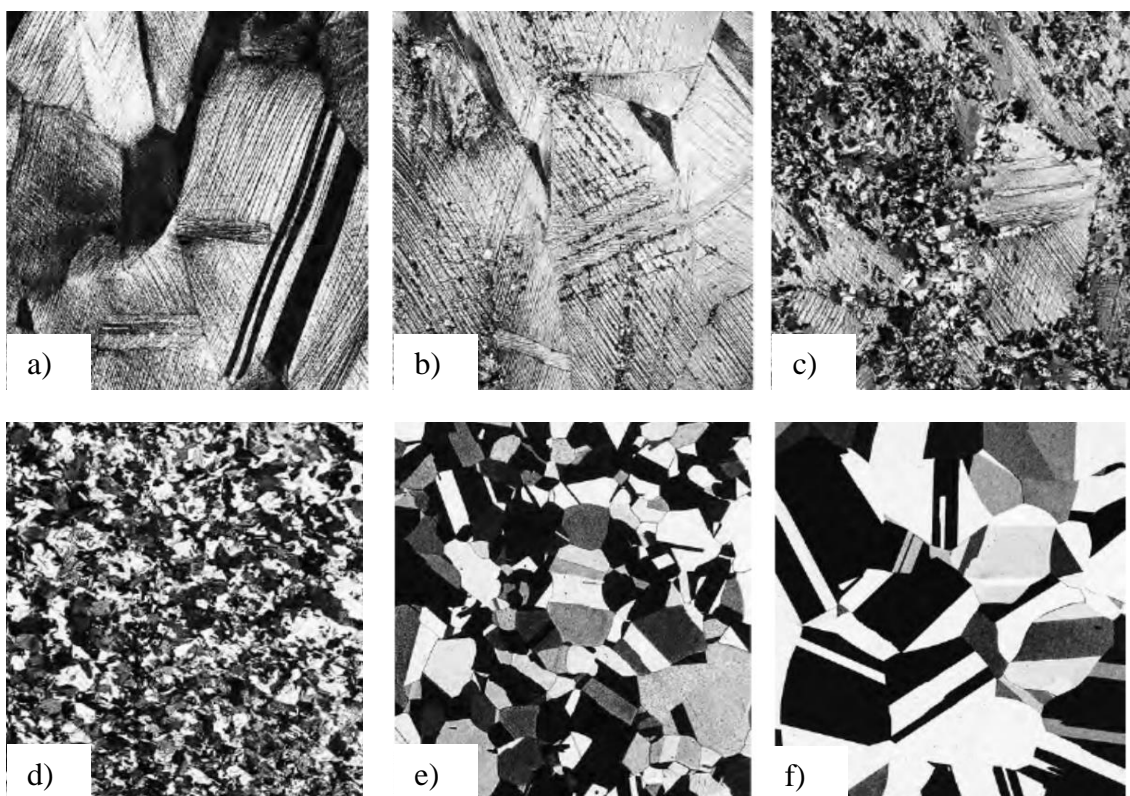
Velké množství vzdušného kyslíku vede k nerovnoměrnému zjemnění zrna a na povrchu se vytvářejí oxidy, dochází tedy k oxidaci povrchu. Oxidy je pak nutné odstranit pomocí dichromanu draselného nebo kyseliny fosforečné. Doporučuje se proto tepelné zpracování ve vakuovém prostředí nebo ochranné inertní atmosféry. Snižuje se tím i vyhoření Zn. [10;11]

## Žihání na měkko

Jedná se o proces tepelného zpracování bez překrytalizace. Během tváření za studena se materiál zpevňuje a zvyšuje se tvrdost. Cílem žihání je dosažení větší měkkosti materiálu a současně zlepšení jeho obrobiteľnosti. U mosazí se dosahuje tvrdosti 50-100 HV. Teploty se pohybují v rozmezí 425-650 °C. [11; 20]

## Rekrystalizační žihání

Rekrystalizační žihání se provádí zejména za účelem snížení deformačního zpevnění způsobeného tvářením za studena. Teplota a doba žihání je závislá na požadovaných vlastnostech a stupni deformace. Většinou se žihá tak, aby došlo ke zjemnění zrna. Žihací teploty se pohybují kolem 450-470 °C s časovou prodlevou 1 až 5 hodin. [6]

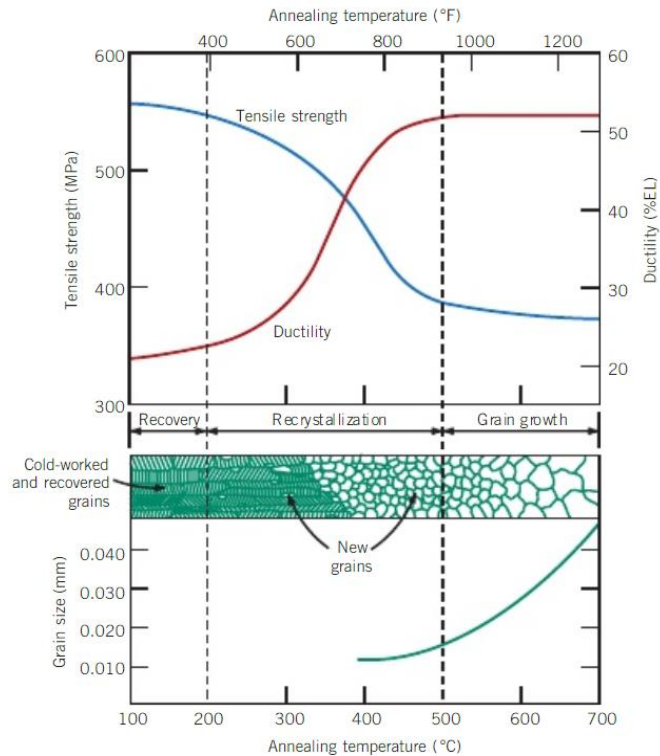


Obr. 15 Strukturální změny během rekrystalizačního žihání mosazi

(a) struktura mosazi tvářené zastudena (33 % CW), (b) zárodek rekrystalizace, ohřev na teplotu 580 °C po dobu 3 s, rekrystalizovaná velmi malá zrna, (c) Původní zrna částečně nahrazené rekrystalizovanými, ohřev na teplotu 580 °C po dobu 4 s, (d) Kompletní rekrystalizace, ohřev na teplotu 580 °C po dobu 8 s, (e) Růst zrna, ohřev na teplotu 580 °C po dobu 15 min, (f) Růst zrna, ohřev na teplotu 700 °C po dobu 10 min; (zvětšení 70 X, Photomicrographs courtesy of J.E. Burke, General Electric Company);[6]

Z obr. 15 vyplývá, že stupeň rekrystalizace závisí na teplotě, čase. Stupeň rekrystalizace se s časem zvyšuje.

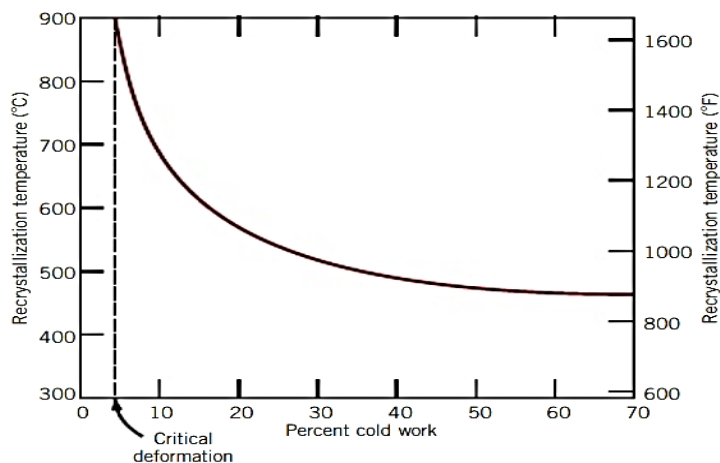
Na obr. 16 je znázorněna pevnost v tahu a tažnost mosazí (při pokojové teplotě) v závislosti na žihací teplotě. Doba prodlevy je konstantní (1hod.).



Obr. 16 Závislost velikosti pevnosti v tahu a velikosti zrna na teplotě žihání (doba žihání 1 hod) u mosazi. Změny velikostí zrn jsou znázorněny schematicky. [6]

## Rekrystalizační teplota

Jedná se o teplotu, při které dojde k úplné rekrystalizaci za dobu jedné hodiny. U mosazi se pohybuje kolem 450 °C. Obecně platí, že jde o teplotu v rozmezí 0,3-0,5 teploty tavení materiálu. Její velikost závisí na faktorech, jako je velikost tváření zastudena a čistota slitiny. S rostoucím stupněm tváření se rychlost rekrystalizace zvyšuje. To vede k poklesu rekrystalizační teploty a k přibližování ke konstantní hodnotě (obr. 17), která je v literatuře uváděna jako minimální teplota rekrystalizace. [6]



Obr. 17 Závislost teploty rekrystalizace na stupni deformace [6]

Kritický stupeň tváření za studena udává, od kterého stupně deformace je rekrystalizace vůbec možná. Obvykle to bývá mezi 2-20% tváření. Rekrystalizace probíhá rychleji v čistých kovech než ve slitinách. Jak nová zrna nukleují a rostou, dochází k pohybu jejich hranic. Atomy nečistot přednostně segregují a vzájemně reagují s rekrystalizovanými hranicemi zrn, s cílem zmenšit

pohyblivost hranic zrn. To vede ke snížení rychlosti rekrystalizace a zvýšení její teploty. Pro čisté kovy je rekrystalizační teplota asi 0,4 teploty tavení. Pro některé komerční slitiny se může teplota zvýšit až na 0,7 teploty tavení. Teplota rekrystalizace závisí na více faktorech. K částečné rekrystalizaci může dojít i pod rekrystalizační teplotou. [6]

### **2.3.7 Niklová mosaz**

Niklové mosazi mívají 58-60 % Cu 8-20 % Ni, zbytek tvoří Zn. Různým podílem těchto tří prvků lze dosáhnout zcela odlišných vlastností, tedy i zcela odlišné praktické využití. Slitiny mohou být nalezeny pod označením alpaka (používaná dříve k výrobě posříbřených příborů a dekoračních předmětů), pakfong (bílá měď), argentan, čínské stříbro, nové stříbro (používá se jako imitace stříbra) apod. Obecně kromě vysoké odolnosti proti korozi mají také tyto slitiny vysoký modul pružnosti, jsou tedy vhodné například pro výrobu pružin.

Niklové mosazi jsou svařovány zřídka. Při nutnosti svařování se např. dekorační mosazi svařují pomocí plamene a pájky RBCuZn-D. Svary mají stříbrnou barvu, velmi vysokou pevnost v tahu, dobrou tažnost a vynikající odolnost proti korozi. Před svařováním se doporučuje žíhání s cílem snížit napětí po tváření.

Z důvodu nedostatku a finanční náročnosti niklu se často řeší různé náhrady tohoto materiálu. V minulosti byla obvykle nahrazována mosazemi bez niklu, případně bronzí. Pro svoji vysokou korozní odolnost je však v určitých případech zcela nenahraditelná. [10;21;22]

## 2.4 CuNi7Zn39Pb3Mn2

Jedná se o tvářenou slitinu mědi pro všeobecné účely, chemické složení viz tab. 3.

Tab. 3 Chemické složení v procentech, CuNi7Zn39Pb3Mn2 [24]

Cu	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn	Zn	Ostatní celkem
47-50	0,3	1,5-3	6-8	2,3-3,3	0,2	35-42	0,2

Mosazné tyče s přidavkem olova se používají pro dekorační, mechanické a elektrické aplikace. Pro lepší obrobitelnost jsou v této mosazi 3 % Pb. Jemné částice olova působí také jako zábrana pro smršťování pórů, čímž se zvyšuje tlaková těsnost slitiny. Vyšší obsah olova usnadňuje odstraňování materiálu a vede tak k nižším procesním silám. Slitina CuNi7Zn39Pb3Mn2 (obr. 18) má po obrobení vyšší obsah povrchových defektů v porovnání s jinými mosazemi, současně ale i dobrou strukturní přesnost a nízkou drsnost povrchu. [23]



Obr. 18 Tyčoviny z materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 [18]

Mechanické vlastnosti nejsou normou definovány. Přibližné mechanické vlastnosti jsou uvedeny ve srovnávací tab. 6. Materiál díky niklu odolává atmosférické korozi. Neodolává mořské vodě, oxidačním činidlům (HNO<sub>3</sub>, H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>), alkalickým chloridům a kyanidům. Korozně praská ve vodném čpavku. Žihá se na teplotu 500-650 °C s výdrží 0,5-2 hod. a ochlazením na vzduchu. Jedná se o materiál špatně tvařitelný jak za tepla tak i za studena (doporučená teplota tváření: 860-900 °C). Svařování se nedoporučuje. [23; 24]

## 2.5 Srovnání parametrů materiálů používaných pro výrobu amortizérů

V následujících tabulkách je srovnáno chemické složení (tab. 4, tab. 5) a fyzikální a mechanické vlastnosti (tab. 6) mosazi námi dále studované degradované tyče amortizéru CuNi7Zn39Pb3Mn2 nejprve s mosazí CuZn39Pb3, která má stejný obsah zinku a olova a následně s materiály, ze kterých se tyče amortizérů rovněž vyrábí/vyráběly (mosaz CuNi15Zn21, austenitická ocel typu 18-8 a ocel 17 351).

Tab. 4 Chemické složení vybraných mosazí [24;25;26]

	Cu	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn	Al	Zn	Ostatní
<b>CuZn39Pb3</b>	57-59	0,3		0,3	2,5-3,5	0,3	0,05	zb.	0,2
<b>CuNi7Zn39Pb3Mn2</b>	47-50	0,3	1,5-3	6-8	2,3-3,3	0,2		zb.	0,2
<b>CuNi15Zn21</b>	62-66		do 0,5	14-16				zb.	

Tab. 5 Chemické složení vybraných korozivzdorných ocelí [27;28]

	<b>C</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Si</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>
<b>X10CrNi18-8</b>	0,1	16,5	7	do 2			Do 2	<0,030	<0,010
<b>17 351</b>	do 0,08	15,5- 17	5,5-7	do 0,9	do 1	0,5-1	0,3- 0,8	<0,045	<0,035

Tab. 6 Srovnání fyzikálních a mechanických vlastností vybraných mosazí a korozivzdorných ocelí [24;25;26;27;28]

	<b>CuZn39Pb3</b>	<b>CuNi7Zn39Pb3Mn2</b>	<b>CuNi15Zn21</b>	<b>X10CrNi18-8</b>	<b>17 351</b>
<b>Hustota [g/cm<sup>3</sup>]</b>	8,4	8,4	8,7	7,9	7,8
<b>tvrdost [HB]</b>	90-160	150	110-150	230-280	min 350
<b>Rm [MPa]</b>	270-500	400	422-510	500-750	1080- 1500
<b>Rp0.2 [MPa]</b>	350		255	195-250	735-1380
<b>E [GPa]</b>	97	115	123	200	
<b>A [%]</b>	5-10	12	15	40, 12*	10
<b>G [MS/m]</b>	16	4	3.7-4.1	1.37	
<b>ρ [Ω*mm<sup>2</sup>/m]</b>	0.0625	0.25	0.25	0,73	
<b>μ</b>	nemag.	nemag.	nemag.	nemag.	mag.
<b>λ [W/m*K]</b>	100	33	35.6	15-19	14,6
<b>α [k<sup>-1</sup>]</b>	21* 10 <sup>-6</sup>			18 *10 <sup>-6</sup>	9,5 *10 <sup>-6</sup>
<b>teplota [°C]:</b>					
<b>tání</b>	875	910-925	1040-1090	1400-1450	
<b>rekryst. žihání</b>	cca 400	cca 450	650-800		
<b>žihání ke snížení pnutí</b>	250-350	400	250-350		
<b>žihání</b>	450-600		625-775	600-800	
<b>rozpuštěcího žihání</b>				1000-1100	940-960
<b>vytvrzení</b>					500-560
<b>popouštění</b>					680-720
<b>tváření</b>	625-725	860-900	900-975	900-1200	900-1100

\* 40 po rozpouštěcím žihání, 12 po zpevnění zastudena

### Srovnání vlastností mosazí

Z tabulky porovnávaných materiálů je zřejmé, že se vlastnosti více či méně liší. Největší elektrickou vodivost  $G$ , respektive nejmenší elektrický odpor  $\rho$  vykazuje mosaz CuZn39Pb3. Elektrická vodivost  $G$  mosazi CuNi7Zn39Pb3Mn2 je přibližně shodná s CuNi15Zn21, tepelná vodivost  $\lambda$  a modul pružnosti  $E$  je u materiálu CuNi15Zn21 lehce větší. Výrazně vyšší vykazuje i teplotu tání.

### Srovnání vlastností mosazí a ocelí

Obecně srovnávané mosazi mají přibližně 3x větší elektrickou vodivost  $\rho$  v porovnání s ocelemi. Naopak oceli vykazují vyšší mechanické vlastnosti (výrazně nejvyšší 17 351).

### Ocel X10CrNi1810 versus 17 351

Korozivzdorná ocel 17 351 vykazuje podstatně vyšší mez pevnosti Rm (2-3x), naproti tomu nižší tažnost. Měrná hmotnost je prakticky shodná. Hodnotu měrného odporu norma materiálu 17 351 neudává, pohybuje se ale ve stejných hodnotách jako ocel X10CrNi1810.

Obecná použití vybraných materiálů jsou zobrazena v tab. 7.

Tab. 7 Použití vybraných materiálů [24;25;26;27;28]

	obecné použití
<b>CuZn39Pb3</b>	Na výtlačné lisované profily pro architekturu, zámečnické součásti, různé výkovky pro strojírenství.
<b>CuNi7Zn39Pb3Mn2</b>	Na součásti se zvýšenou obrobiteľnosťou v přesné mechanice a elektrotechnice.
<b>CuNi15Zn21</b>	Velmi dobře odolává běžným korozním prostředím a má zvýšenou odolnost ve slané vodě; odolává slabým organickým kyselinám; neodolává kyselině dusičné, solné a sirovodíku.
<b>X10CrNi118</b>	Pro obecné použití v korozním prostředí s vyššími požadavky na mechanickou pevnost. Plechy ve stavbě vozidel, pružiny pracující při teplotách do 300 °C.
<b>17 351</b>	Vytvrditelná martenzitická ocel, dobře svařitelná, určená k vytvrzování na pevnost cca 1 200 MPa. Vhodná na výrobky, kde se vyžaduje podstatně vyšší pevnost a mez kluzu než vykazují austenitické oceli, avšak nelze je vyrábět z kalitelné chromové oceli pro nebezpečí vzniku deformací při kalení. Součásti lze vyrobit ze žíhané oceli a pak vytvrdit. Použitelná do teploty 400 °C. Je vhodná i jako pružinová.

## 3 Experimentální část

Experimentální část práce je rozdělena do tří samostatných částí:

- Část A:** Materiálová analýza poškozených tyčí amortizéru z niklové mosazi CuNi7Zn39Pb3Mn.
- Část B:** Návrh nedestruktivní techniky vhodné pro běžnou provozní diagnostiku míry degradace jednotlivých tyčí amortizéru.
- Část C:** Prověření vlivu strukturního stavu používaných materiálů tyčí amortizéru na jejich elektrické vlastnosti.

### 3.1 Experimentální technika

#### **Analýza chemického složení**

Měření chemického složení bylo provedeno na optickém emisním CCS spektrometru s vysokým rozlišením – Q4 TASMAN.

#### **Příprava metalografických preparátů**

Rozřezání součásti bylo provedeno pomocí přesného metalografického dělicího zařízení STRUERS Secotom 50. Metalografické výbrusy byly připraveny s využitím zařízení pro přípravu metalografických preparátů Tegramin 30 konvenčními technikami – broušením za mokra a leštěním diamantovými suspenzemi fy Struers. Finální mechanicko-chemické doleštění bylo provedeno pomocí suspenze OP-Chem fy Struers. Mikrostruktura materiálu byla vyvolána chemickým leptáním, leptadlem na bázi Fe<sub>3</sub>Cl určeným pro slitiny mědi.

#### **Světelná mikroskopie (LM)**

Pozorování a dokumentace vzorků byly prováděny na 3D opto-digitálním mikroskopu s vysokým rozlišením OLYMPUS DSX510. Vybrané snímky byly s ohledem na velikost vzorků a použité zvětšení mikroskopu získány skládáním z více zorných polí. Tyto snímky jsou označeny jako „mapa“.

#### **Hodnocení velikosti zrna**

Velikost zrna byla hodnocena v souladu s normou ASTM E112.

#### **Rastrovací elektronová mikroskopie mikroskop**

Analýza mikrostruktury byla stanovena pomocí mikroskopu TESCAN LYRA3 XMH.

#### **EDS mikroanalýza chemického složení**

Lokální bodová (plošná) chemická mikroanalýza byla provedena pomocí energiově disperzního analyzátoru Oxford (s využitím SW AZtec), který je příslušenstvím rastrovacího elektronového mikroskopu TESCAN LYRA3 XMH.

#### **Měření tvrdosti**

K měření tvrdosti byl využit plně automatický tvrdoměr s rozšířeným polem zatížení Duramin-100 AC3 fy Struers. K měření tvrdosti dle Brinella byl použit tvrdoměr s wolframovou kuličkou o průměru 2,5 mm a zatížením 612,9 N. Tvrdost byla měřena v souladu s normou ČSN EN ISO 6506-1 (Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Brinella – Část 1: Zkušební metoda). Měření dle Vickerse bylo prováděno při zatížení 98,1N v souladu s normou ČSN EN ISO 6507-1 (Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse – Část 1: Zkušební metoda).

### **Měření rychlosti šíření ultrazvuku**

Pro měření rychlosti šíření ultrazvuku v dodaných tyčích amortizéru byl použit ultrazvukový defektoskop Olympus OmniScan MX se softwarem MXU-M - 2.2R5 a jednoduchá přímá sonda Olympus CN4R-10 (frek. 4 MHz, průměr měniče 10 mm).

### **Rentgenová difrakční analýza**

Fázové analýzy byly provedeny na základě chemického složení uvedeného zadavatelem. Vzorky byly před fázovou analýzou hloubkově leptány, za účelem odstranění povrchové vrstvy. Rentgenová difrakce byla provedena na difraktometru SmartLab (Rigaku) s využitím CuK $\alpha$  záření. Přístroj pracoval s napětím  $V = 40$  kV a proudem  $A = 30$  mA. Jako detektor byl zvolen D-Tex s  $\beta$ -filtrem v sekundárním svazku. Pro kvantitativní i kvalitativní analýzu byl použit software od fy PANAnalytical – High Score Plus s využitím databází pdf2 a ICSD. Kvantitativní analýza byla provedena pomocí Rietveldovy metody s využitím vnějšího standartu Si. Chyba metody  $\pm 1$  hm%. Detekční limit 2 hm%.

### **Měření elektrického odporu**

Pro měření byl použit miliohmometr BK Precision 2841. V rámci měření byl nastaven rozsah 20 m $\Omega$  s rozlišením 0,1  $\mu\Omega$  a přesností 0,25 % z měřené hodnoty + 0,001 % z plného rozsahu (tj. 20 m $\Omega$ ). V rámci měření bylo využito Ohmovy metody měření odporu se čtyřvodičovým zapojením pro eliminaci vlivu úbytku napětí na napájecích vodičích.

### **Tepelné zpracování**

Experimentální tepelné zpracování bylo pro účely bakalářské práce provedeno u materiálů CuNi7Zn39Pb3Mn2 a oceli 17 351 v laboratorní peci ELSKLO.

## 3.2 Část A: Materiálová analýza poškozených tyčí amortizéru

### 3.2.1 Experimentální materiál

K analýze byly použity čtyři segmenty vyřazených tyčí amortizéru (po cca 5 000 cyklech) a segment zcela nové nepoužité tyče (o průměru 28 mm a různé délce), vše z materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2. Popis a vzhled vzorkového materiálu je proveden v tab. 8 a na obr. 19. Z tyče T3 byly odebrány dva segmenty (T3-1 z poškozené části, T3-2 z části nepoškozené). Žádné doplňující informace k tyčím amortizérům týkající se provedení tepelného zpracování, skladování, délky provozu či konkrétní pozice v generátoru nebyly sděleny.

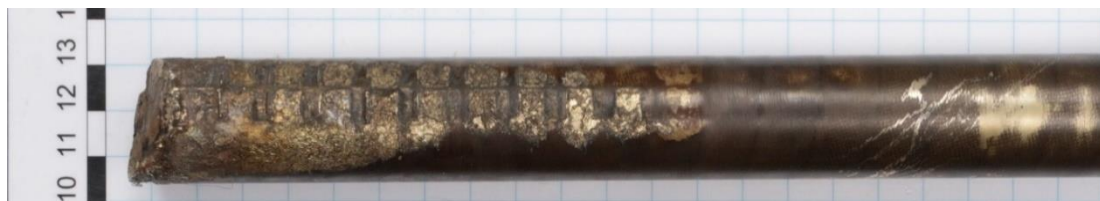
Tab. 8 Popis experimentálního materiálu

T1	provozovaná, opotřebená	nepoškozená	dodán vyříznutý segment
T2	provozovaná	poškozená	přepálení kolem středícího otvoru
T3	provozovaná	poškozená	přepálení mimo středící otvor
M	provozovaná	poškozená	koncová část závitové tyče s matkou
N	nová	nepoškozená	



Obr. 19 Dodaný experimentální materiál

Detailnější zobrazení degradace tyče T3 je zobrazeno na obr. 20, přepálení tyče T2 na obr. 21.



Obr. 20 Detailní vzhled tyče amortizéru T3



Obr. 21 Detailní vzhled tyče T2

### 3.2.2 Analýza chemického složení

Chemické složení bylo s využitím optického emisního spektrometru kontrolováno u poškozených tyčí T2, T3 a u vzorku nové tyče N. U všech tyčí je chemické složení v souladu s normou předepsanými obsahy jednotlivých prvků pro deklarovaný materiál CuNi7Zn39Pb3Mn2 (viz tab. 9). Z analýzy vyplývá, že chemické složení vzorku T2 a T3 je prakticky totožné. V porovnání se vzorky T2 a T3 bylo u vzorku N detekováno nepatrně větší množství olova.

Tab. 9 Chemické složení vzorků T2, T3 a N (OES)

vzorek	%Cu	%Zn	%Pb	%Sn	%P	%Mn	%Fe	%Ni	%Si
T2	47,6	39,5	2,33	0,04	0,004	3,34	0,07	7,11	<0,005
T3	48,2	38,9	2,47	0,04	0,004	3,25	0,06	7,1	<0,005
N	48,5	37,9	3,08	0,05	0,005	2,84	0,12	7,47	<0,005
Norma	47-50	zb.	2,3-3,3	0,2		1,5-3,0	0,3	6-8	

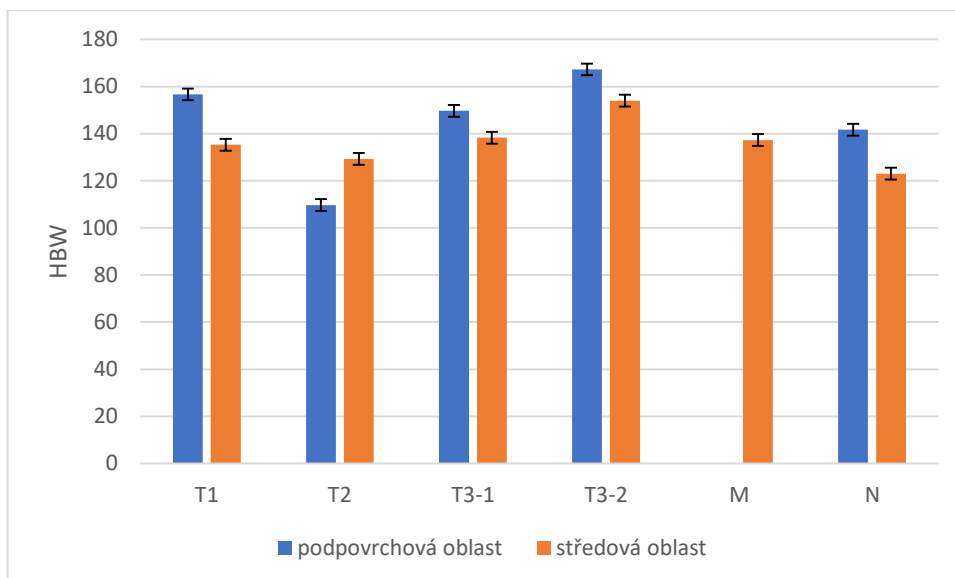
### 3.2.3 Měření tvrdosti

Na podélných řezech všech analyzovaných tyčí amortizérů byla měřena tvrdost HBW 2,5/62,5. Tvrdost byla měřena ve středové i okrajové části tyče.

Výsledky měření tvrdosti jsou shrnuty v tab. 10 a graficky na obr. 22. Z tabulky je zjevné, že se hodnoty tvrdosti se liší nejen mezi středovými a okrajovými částmi jednotlivých vzorků, ale i mezi jednotlivými vzorky. Pokles tvrdosti v podpovrchové oblasti vzorku T2 lze přičíst vlivu značného tepelného ovlivnění materiálu díky provoznímu namáhání.

Tab. 10 Výsledky měření tvrdosti HBW 2,5/62,5

HBW 2,5/62,5	tepelné ovlivnění	podpovrchová oblast	standardní odchylka	středová oblast	standardní odchylka
T1	nevýrazné	156,7	2,5	135,3	2,5
T2	významné v koncové části	109,7	1,5	129,3	0,6
T3-1	významné v koncové části	149,7	1,2	138,3	1,5
T3-2	nevýrazné	167,3	0,6	154	1,0
M	výrazné	neměřeno		137,3	1,5
N	žádné	141,7	1,5	123,0	2,0



Obr. 22 Grafické znázornění tvrdosti

### 3.2.4 Mikrostrukturní analýza

Metalografické vzorky byly připraveny v podélném i příčném směru tyče amortizéru (vzhledem k ose tváření).

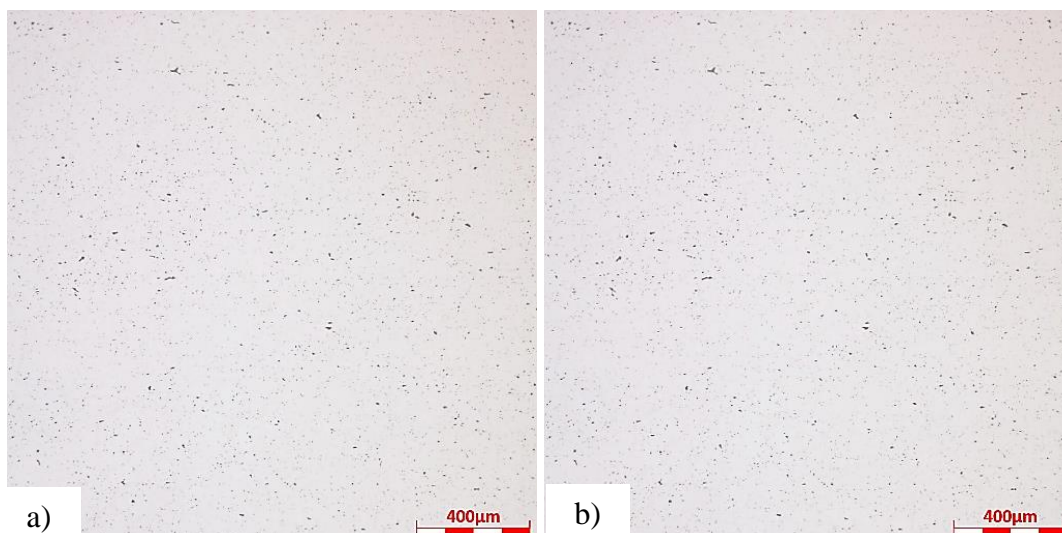
Mikrostruktura byla na všech dodaných vzorcích pozorována nejdříve v neleptaném, následně v naleptaném stavu. Pozorování a dokumentace byly provedeny separátně v podpovrchových a středových oblastech tyčí. Následně byly na poškozených tyčích (T2, T3-1) pozorovány degradované oblasti.

#### Neleptaný stav

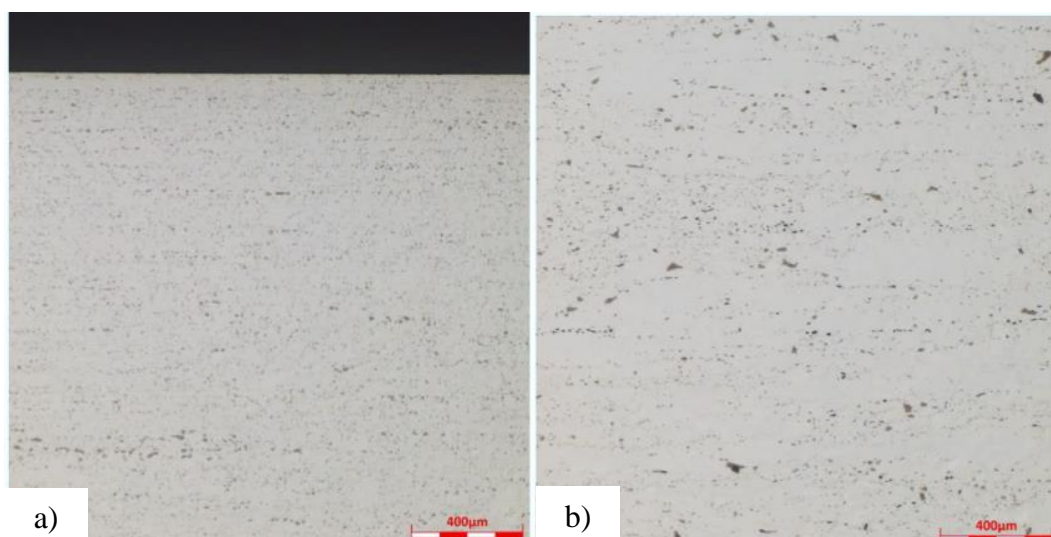
V neleptaném stavu byly pozorovány fáze na bázi olova. U vzorků (T1, T2 a T3) je fáze rozložena zcela identicky-homogenně po celém průřezu vzorku se stejnou velikostí ve všech částech průřezu tyče. Na obr. 23 je pro ilustraci dokumentována mikrostruktura v neleptaném stavu vz. T1.

Na snímcích vz. N (nového amortizéru), viz obr. 24, je patrna v porovnání se vzorky T1, T2 a T3 rozdílná velikost fáze na bázi olova v podpovrchové i středové oblasti a současně i její nehomogenní rozložení.

Z uvedeného je tedy zřejmé, že tyč N a tyče T1, T2 a T3 nepochází z jedné šarže (stejně tavby) materiálu.



Obr. 23 Mikrostruktura vz.T1 (LM, zv.150x, neleptáno); a) povrch b) střed

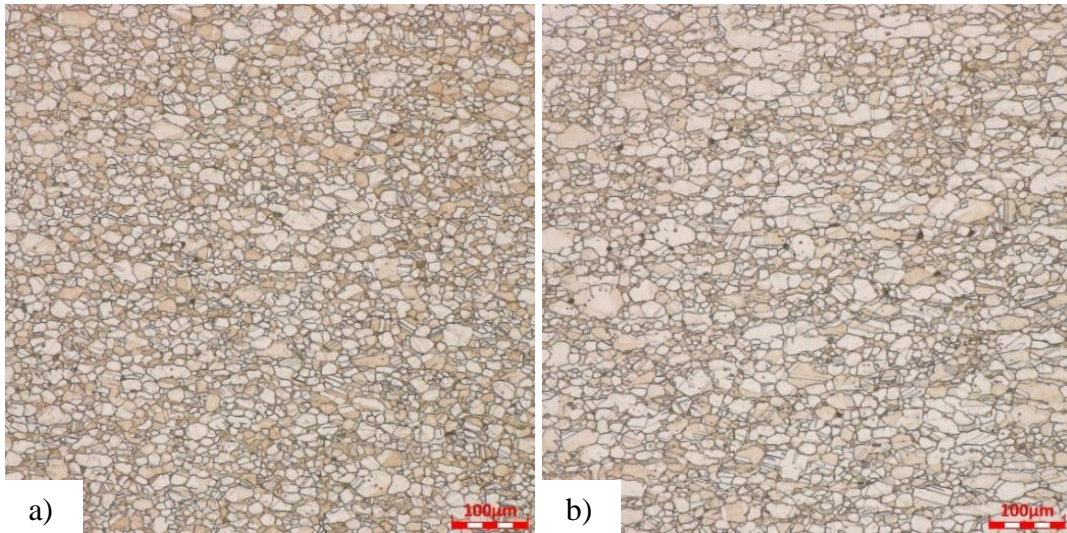


Obr. 24 Mikrostruktura vz. N (nová tyč amortizéru) (LM, zv.150x, neleptáno); a) povrch b) střed

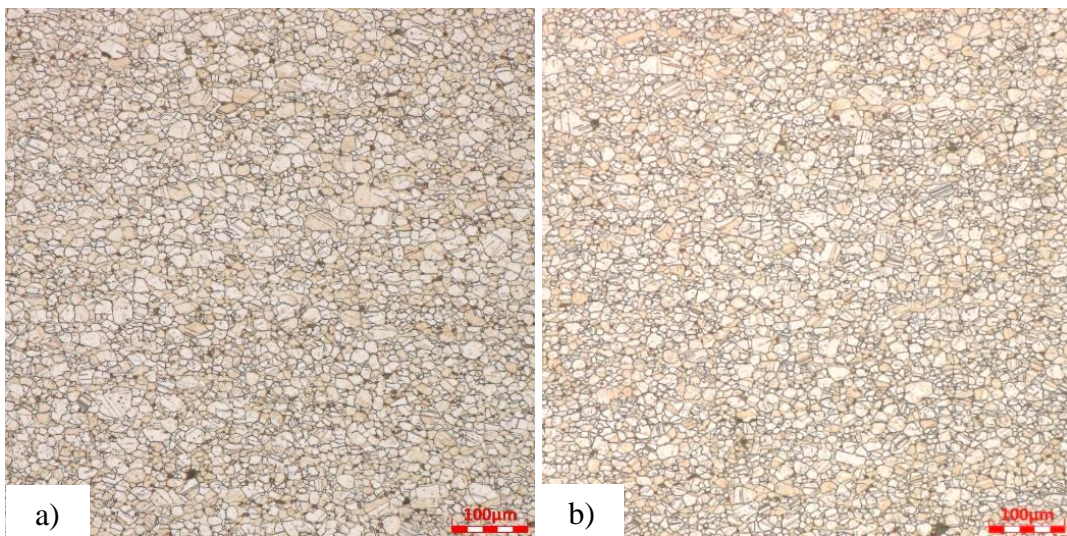
### **Leptaný stav – srovnání velikosti zrna**

Mikrostruktura jednotlivých analyzovaných vzorků po leptání je dokumentována na obr. 25 až obr. 36. Ze snímků je zřejmé, že velikost zrna i jeho rovnoměrnost je u jednotlivých vzorků významně rozdílná. Z mikrostrukturních snímků je zřejmé, že velikost zrna se u všech analyzovaných vzorků liší ve středové a podpovrchové části. S výjimkou vzorku T3-1 je velikost zrna v jednotlivých částech nerovnoměrná.

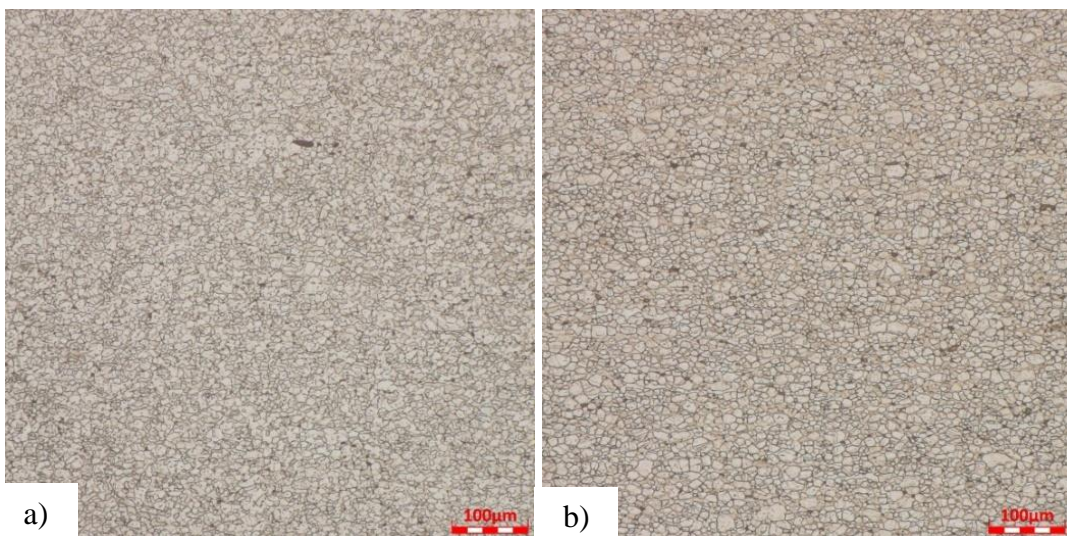
Hodnocení velikosti zrna v souladu s normou ASTM E112 je uvedeno tab. 11. Největší velikost zrna byla pozorována u nové tyče N (lokálně až G3.5), nejmenší pak u poškozené tyče T3-1 (G11.0) a T1 (G10.0).



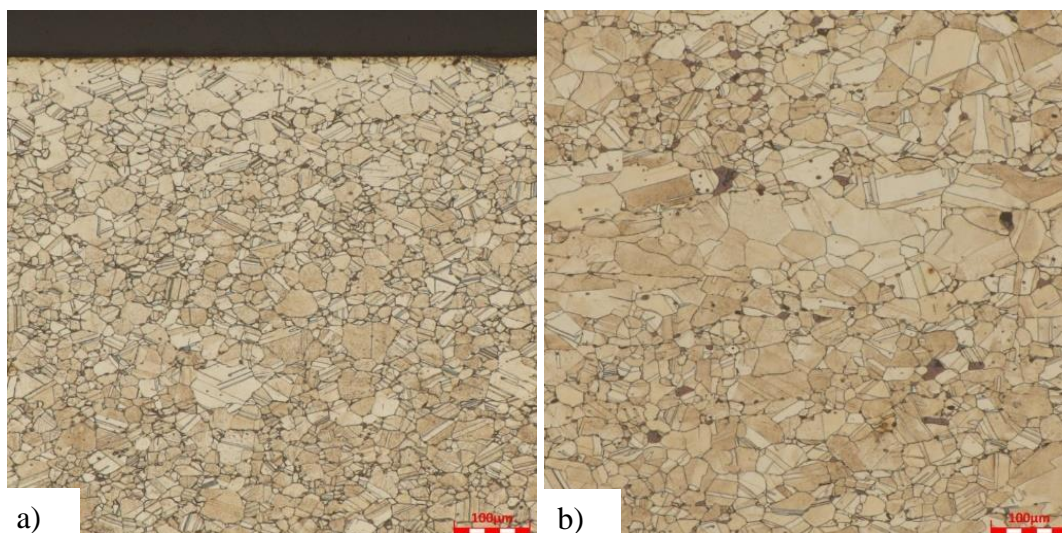
Obr. 25 Mikrostruktura vz. T1 (LM, zv.400x, leptáno); a) povrch b) střed



Obr. 26 Mikrostruktura vz. T2 (LM, zv.400x, leptáno); a) povrch b) střed



Obr. 27 Mikrostruktura vz. T3-1 (LM, zv.400x, leptáno); a) povrch b) střed



Obr. 28 Mikrostruktura vz. N (nová tyč amortizéru) (LM, zv.400x leptáno); a) povrch b) střed

Tab. 11 Hodnocení velikosti zrna experimentálních vzorků amortizérů

vzorek	podpovrchová oblast	středová oblast
T1	G10.0 (95 %) G7.0 (5 %)	G9.0 (85 %) G6.5 (15 %)
T2	G9.0 (80 %) G6.5 (20 %)	G9.0 (90 %) G7.5 (10 %)
T3-1	G11.0	G10.0
N	G9.0 (95 %) G4.5 (5 %)	G9.0 (80 %) 3.5(20 %)

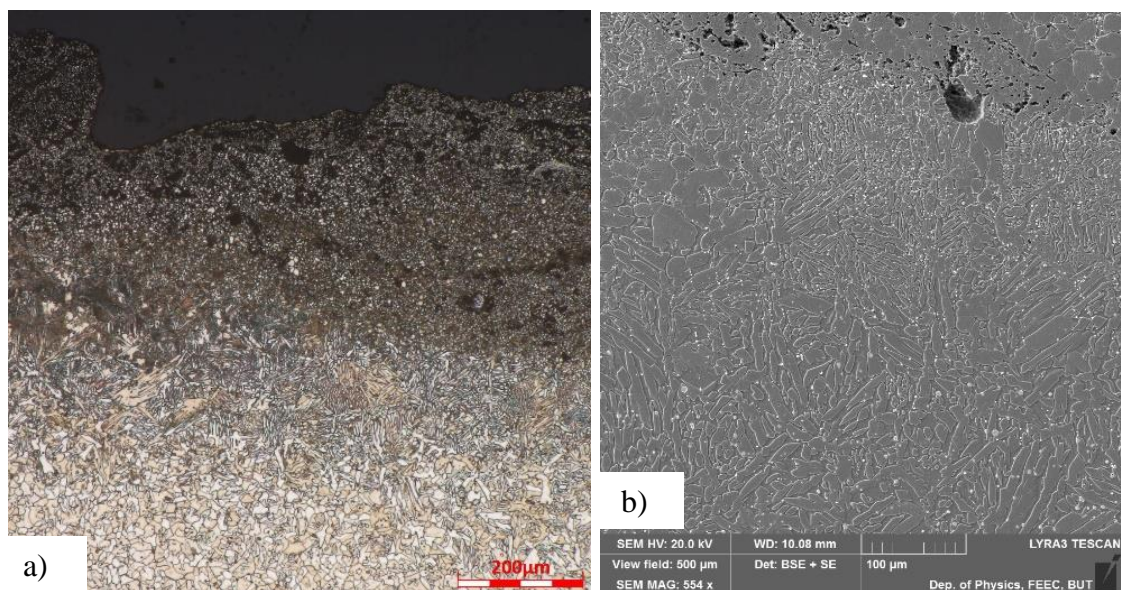
### Mikrostrukturní analýza poškozených oblastí

Mikrostruktura tepelně ovlivněných a degradovaných oblastí vzorků T2, T3-1 a M je dokumentovaná na obr. 29 až obr. 34. Ve všech ovlivněných oblastech je zjevné silné tepelné ovlivnění podpovrchové oblasti tyče amortizéru (zasahující lokálně až do hloubky 1 mm), v podpovrchových oblastech lze rovněž pozorovat množství trhlin.



Obr. 29 T2, tepelně ovlivněná podpovrchová oblast, (leptáno, mapa 10x2, zv. 250x)

V podpovrchových oblastech je struktura lokálně tvořena křehkou fází  $\beta'$  s jehlicovitou morfologií, viz obr. 30a. Její vznik lze přičíst rychlému lokálnímu přehřátí povrchových oblastí a následnému intenzivnímu ochlazení.



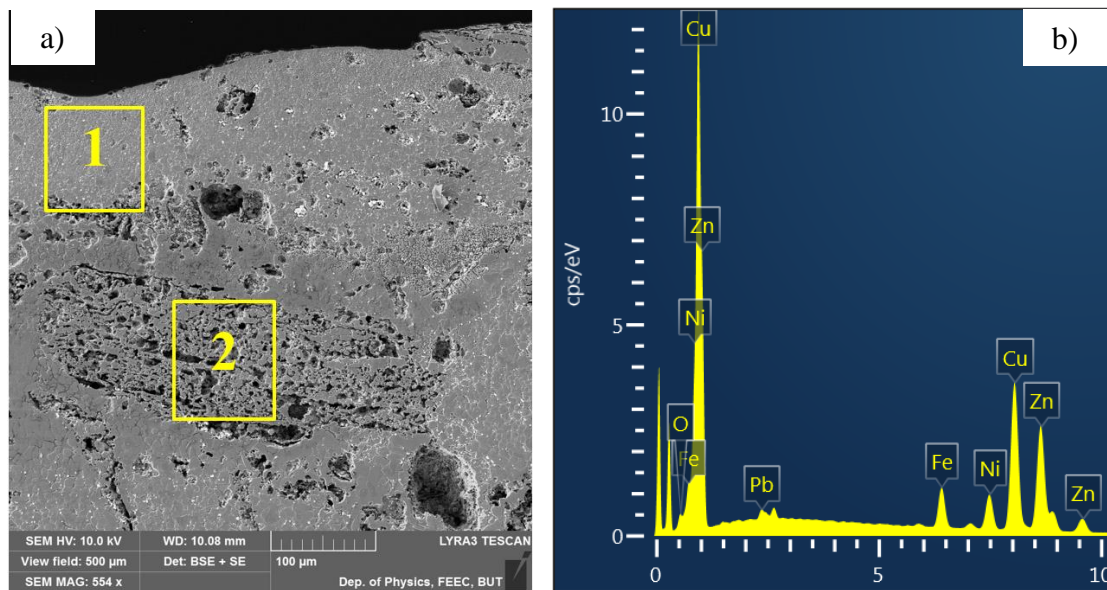
Obr. 30 Mikrostruktura degradované podpovrchové oblasti vzorku T2 a) LM, zv.300x, leptáno, b) detail jehlicovité struktury  $\beta'$  (SEM-SE+BSE, leptáno)

Pod vrstvou tepelně zcela degradovaného materiálu je místy patrná vrstva hrubozrnné struktura tvořené pouze fází  $\alpha$ , viz obr. 31. V podpovrchových oblastech bylo zaznamenáno i viditelné zhrubnutí zrna, které bylo způsobené lokální rekrystalizací.



Obr. 31 Mikrostruktura podpovrchové oblasti vz. T2, zhrubnutí zrna pod degradovanou vrstvou (LM, zv. 300x, leptáno)

Detaily mikrostruktury degradované podpovrchové oblasti vzorku T2, včetně EDS mikroanalýzy chemického složení vybraných oblastí, jsou dokumentovány na obr. 32. V oblasti 1 i 2 bylo detekováno významné množství oxidu a železa (5,6 a 9,9 %), viz tab. 12. Je zřejmé, že v této oblasti došlo lokálně k výraznému obohacení povrchu železem díky difúzním procesům z okolních součástí během enormního přehřátí/namáhání tyče.

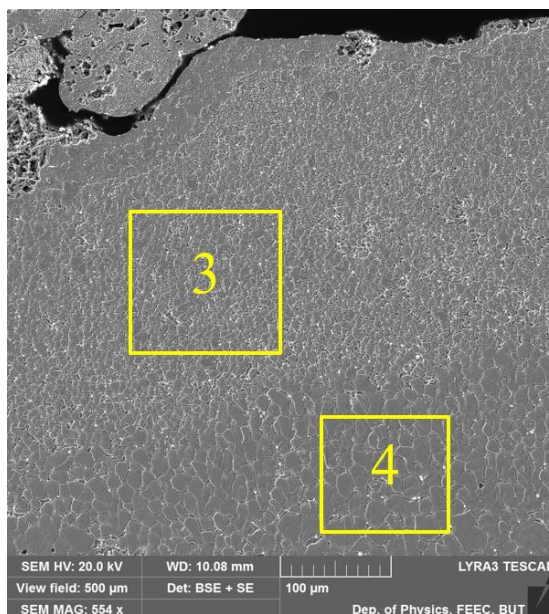


Obr. 32 a) detail povrchové oblasti vz. T2 (SEM-SE+BSE, leptáno), b) EDS spektrum oblasti 2

Tab. 12 EDS mikroanalýza vybraných oblastí vzorku T2

[hm %]	Cu	Zn	Ni	Fe	Pb	O
<b>Oblast 1</b>	43,8	39,1	7,3	<b>5,6</b>	2,5	1,6
<b>Oblast 2</b>	47,2	33,8	7,3	<b>9,9</b>		1,9

Obsah železa byl detekován i v materiálu podpovrchové oblasti 3 a 4 (2,7 a 3,7 %), viz obr. 33 a tab. 13.

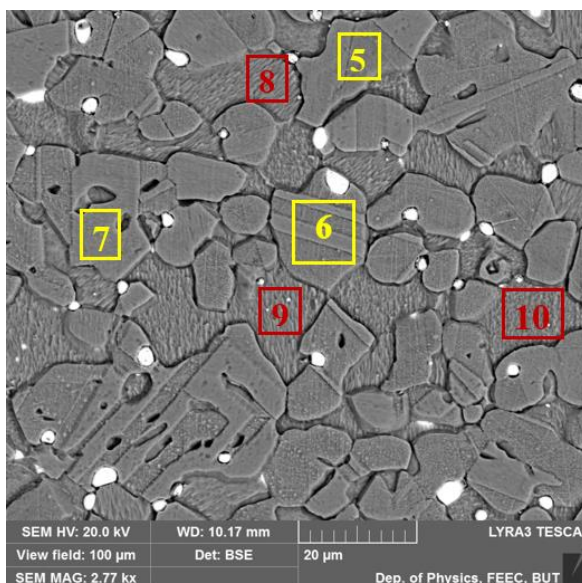


Obr. 33 Mikrostruktura podpovrchové oblasti vz. T2 (SEM-SE+BSE, leptáno)

Tab. 13 EDS mikroanalýza podpovrchové oblasti vzorku T2

[hm. %]	Cu	Zn	Ni	Fe	Pb
<b>Oblast 3</b>	51,3	37,4	7,6	<b>2,7</b>	1,0
<b>Oblast 4</b>	50,1	35,2	9,0	<b>3,7</b>	1,9

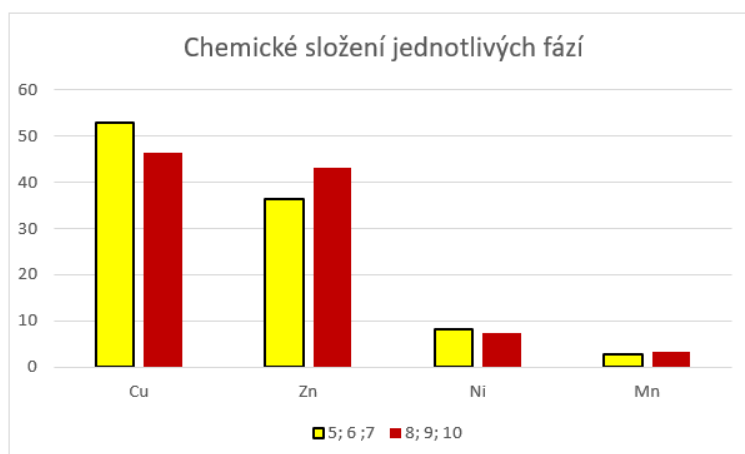
Pomocí EDS lokální mikroanalýzy bylo u vzorku T2 stanoveno lokální chemické složení obou přítomných fází označených na obr. 34. Výsledky jsou uvedeny v tab. 14 a graficky znázorněny na obr. 35.



Obr. 34 EDS analýza vybraných oblastí vz. T2 a) lokalizace analyzovaných oblastí (SEM-SE+BSE, leptáno)

Tab. 14 Lokální EDS mikroanalýza vybraných oblastí

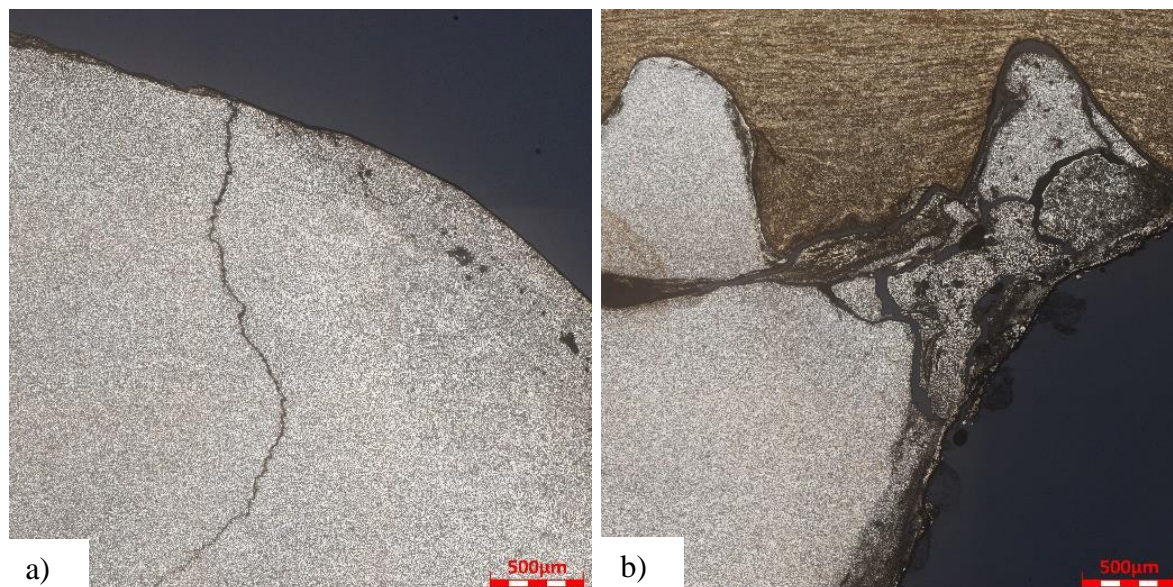
[hm. %]	Cu	Zn	Ni	Mn	[hm. %]	Cu	Zn	Ni	Mn
oblast 5	52,9	36,4	7,8	2,9	oblast 8	46,4	42,8	7,5	3,2
oblast 6	53,1	36,1	8,1	2,8	oblast 9	46,3	43,0	7,5	3,2
oblast 7	52,6	36,3	8,3	2,8	oblast 10	46,3	43,4	7,0	3,3
průměr	52,87	36,2	8,07	2,8	průměr	46,33	43,07	7,33	3,23



Obr. 35 Chemické složení jednotlivých fází

Tepelná degradace vzorku T3-1 je dokumentována na obr. 36a. Struktura v podpovrchové vrstvě je tvořena křehkou fází  $\beta'$ . Na všech degradovaných vzorcích bylo možno v podpovrchových oblastech pozorovat četné trhliny. Mikrostruktura tepelně degradované oblasti vzorku M je dokumentována na obr. 36b. Stejně jako v předchozích případech jsou zde patrné oblasti s intenzivním tepelným ovlivněním i četné praskliny, lokalizované především

v patních oblastech závitů tyče. V důsledku intenzivního tepelného ovlivnění je mikrostruktura rovněž tvořena fází  $\beta'$ .



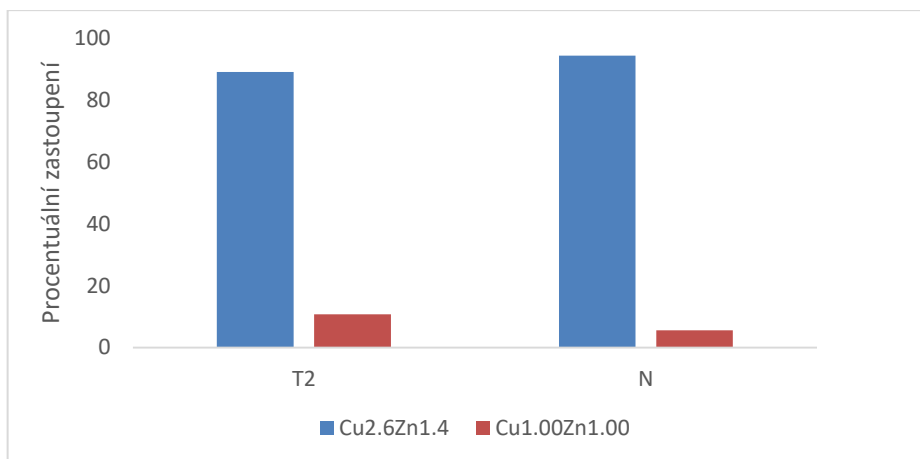
Obr. 36 Mikrostruktura podpovrchové degradované oblasti a) vz. T3-1 b) vz. M (LM, zv.300x, leptáno)

### 3.2.5 Rentgenová difrakční analýza

Pomocí RTG analýzy bylo u vybraných vzorků zjišťováno kvalitativní a kvantitativní hodnocení přítomných fází. K měření byl použit vzorek N a segment tyče poškozené T2. Získané výsledky jsou zobrazeny v tab. 15. a graficky vyneseny na obr. 37.

Tab. 15 Výsledky RTG analýzy vybraných vzorků

sumární vzorec	T2		N	
	$\text{Cu}_{2,6}\text{Zn}_{1,4}$	$\text{Cu}_{1,00}\text{Zn}_{1,00}$	$\text{Cu}_{2,6}\text{Zn}_{1,4}$	$\text{Cu}_{1,00}\text{Zn}_{1,00}$
hmotnost [g/mol]	256,75	128,93	256,75	128,93
hustota [g/cm <sup>3</sup> ]	8,41	8,37	8,40	8,36
space group (No.)	Fm-3m (225)	Pm -3m (221)	Fm -3m (225)	Pm -3m (221)
<b>mřížkové parametry</b>				
a/ Å	3,70	2,95	3,70	2,95
b/ Å	3,70	2,95	3,70	2,95
c/ Å	3,70	2,95	3,70	2,95
alpha/ °	90	90	90	90
beta/ °	90	90	90	90
gamma/ °	90	90	90	90
velikost fáze/ Å	267,7	788,0	172,9	205,4
procentuální podíl/ %	89,2	10,8	94,4	5,6



Obr. 37 Procentuální zastoupení vyskytujících se fází u vzorků T2 a N

U obou vzorků (T2 i N) byl zjištěn výskyt dvou identických fází, v každém případě však s jiným objemovým podílem. Mřížkové parametry obou detekovaných fází jsou shodné. Převažuje fáze  $\text{Cu}_{2,6}\text{Zn}_{1,4}$  (Fm-3m) odpovídající fázi  $\alpha$ , která u vzorku T2 tvoří 89,2 %, zatímco u vzorku tyče N 94,4 %. Zbytek tvoří fáze  $\text{Cu}_{1,00}\text{Zn}_{1,00}$  (Pm-3m) odpovídající fázi  $\beta'$ .

### 3.3 Část B: Návrh nedestruktivní techniky

Požadavkem technické praxe je stanovení rychlé, jednoduché a účinné metodiky, která by byla schopna snadno odhalit míru provozní degradace tyče amortizéru. Při známé (experimentálně určené) kritické míře degradačního poškození by pak byla následně možná včasná výměna jednotlivých tyčí před jejich destrukcí. Tím by bylo možno docílit zamezení poškození části generátoru v důsledku destrukce tyče amortizéru.

Z výše uvedených analýz jednoznačně vyplývá, že při tepelné degradaci tyčí dochází k významným změnám objemového podílu jednotlivých fází i ke změně mikrostrukturních parametrů v podpovrchové oblasti. Vzhledem ke snadné přístupnosti čel tyčí amortizéru byla tedy jako možná metoda kontroly vybrána ultrazvuková metoda založená na měření rychlosti ultrazvuku v pevných látkách.

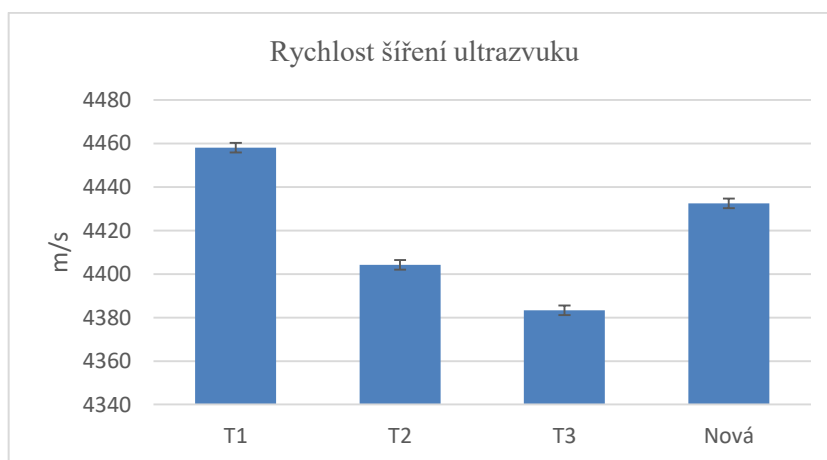
#### 3.3.1 Měření rychlosti ultrazvuku

Zkouška ultrazvukem umožňuje v reálném čase kontrolovat danou součást přímo v provozu. Pomocí přímé sondy je možno měřit rychlost šíření podélných vln v materiálu tyče amortizéru. Pro realizaci uvedené zkoušky v technické praxi je tedy potřeba pouze přístupnosti čel tyčí amortizéru (v praxi není problematické) a informace o jejich délce (konstrukčně známý parametr).

Experimentální měření rychlosti šíření ultrazvukových vln bylo prováděno vždy na dvou vzorcích o průměru 28 mm a délkách cca 50 a 100 mm, při konstantní laboratorní teplotě 21 °C. Při známé délce dvojice vzorků byla přístrojem stanovena rychlost šíření podélných vln v m/s. Neměřené hodnoty a jejich průměry jsou uvedeny v tab. 16 a graficky znázorněny na obr. 38.

Tab. 16 Výsledky měření rychlosti šíření ultrazvukových vln

vzorek	měření					aritmetický průměr	st. odch.
<b>T1</b>	4456,0	4460,1	4458,0	4456,0	4460,1	<b>4458,0</b>	2,1
<b>T2</b>	4397,8	4405,8	4403,8	4399,8	4403,8	<b>4404,2</b>	3,3
<b>T3</b>	4382,3	4386,7	4384,5	4380,9	4382,3	<b>4383,3</b>	2,3
<b>N</b>	4430,7	4432,4	4435,8	4432,4	4430,7	<b>4432,4</b>	2,1



Obr. 38 Grafické znázornění rychlosti šíření ultrazvuku

Z výsledků je patrné, že se rychlost šíření ultrazvuku u jednotlivých vzorků významným způsobem liší.

Za předpokladu, že reálná délka tyče amortizéru je výrazně větší (cca 3 m), lze předpokládat, že naměřené rozdíly rychlostí ultrazvuku budou u reálných tyčí se změnou mikrostrukturních stavů v různých objemech ještě výrazněji vyšší.

Srovnáním výsledků rychlosti šíření ultrazvuku u jednotlivých vzorků s výsledky měření tvrdosti (tab. 10) a následném pozorování mikrostruktury jednotlivých vzorků lze konstatovat přítomnost trendu mezi těmito veličinami. Mezi rychlostí šíření ultrazvuku a tvrdostí i velikostí zrna lze pozorovat nepřímou závislost.

Vzhledem k nedostatku informací o výchozím stavu materiálu by bylo pro kvalitní predikci stavu degradace nutné provést sérii provozních měření, na kterých by se sledovaly rozdíly rychlosti ultrazvuku v závislosti na čase (mikrostrukturních změnách / provozním namáhání).

### 3.4 Část C: Prověření vlivu strukturního stavu používaných materiálů tyčí amortizéru na jejich elektrické vlastnosti.

Pro zajištění kvalitní funkce tyčí amortizéru je třeba, aby byly tyče vyrobeny z materiálu, který bude mít optimální poměr mezi mechanickými elektrickými a magnetickými vlastnostmi.

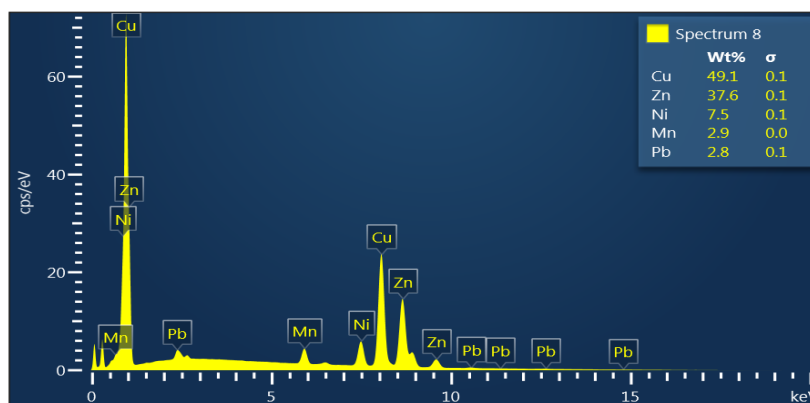
Pro zajištění tuhosti zařízení je třeba, aby materiál tyče vykazoval dostatečný modul pružnosti a mez kluzu. Pro optimální funkci tyčí amortizéru je třeba stanovit vhodný poměr mezi magnetickými a elektrickými vlastnostmi (optimální elektrickou vodivost, respektive elektrický odpor). Obecně se předpokládá, že odpor materiálu by měl být relativně vysoký, aby nedocházelo k elektrickým ztrátám na generátoru vlivem rozfázování jeho chodu. Na druhé straně je na tyče kladen požadavek na dostatečnou elektrickou vodivost v počátečních fázích rozjezdu generátoru z důvodu silných proudových rázů.

Cílem části C je ověření vlivu mikrostrukturního stavu materiálu (z hlediska kvantitativních i kvalitativních parametrů) a jeho mechanických vlastností na změnu elektrického odporu a rychlost šíření ultrazvukových vln.

#### 3.4.1 Experimentální materiál

Studovanými materiály byla záložní (prozatím nepoužitá) tyč amortizéru z již dříve studované niklové mosazi CuNi7Zn39Pb3Mn2 (pro tyto účely samostatně dodaná, tzn. bez vazby na již dříve analyzované materiály) a tyč amortizéru vyrobená z korozivzdorné Cr-Ni-Al-Ti oceli 17 351, která byla v minulosti součástí funkčního amortizéru.

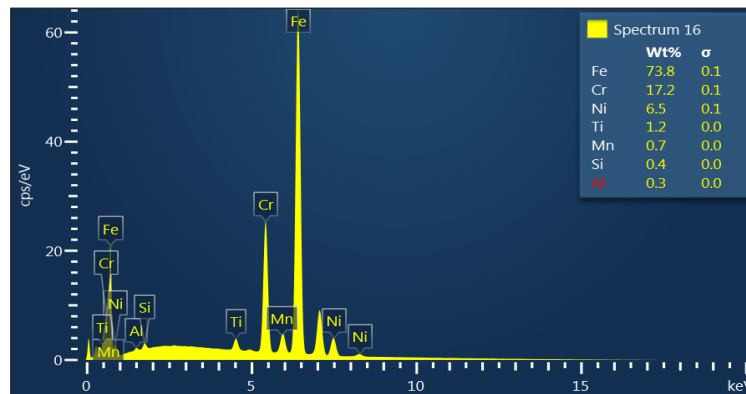
Pro orientační kontrolu chemického složení experimentálního materiálu byla použita EDS mikroanalýza chemického složení, spektra jednotlivých materiálů dokumentována na obr. 39 a obr. 40. Orientační plošná EDS mikroanalýza potvrdila předpokládané chemické složení obou experimentálních materiálů (viz chemické složení materiálů dle norem, tab. 17 a tab. 18).



Obr. 39 Spektrum EDS mikroanalýzy chemického složení materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2

Tab. 17 Normou deklarované chemické složení materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 [24]

materiál	Cu	Fe	Mn	Ni	Pb	Sn	Zn	ostatní
CuNi7Zn39Pb3Mn2	47-50	0,3	1.5-3	6-8	2,3-3,3	0,2	35-42	0,2



Obr. 40 Spektrum EDS mikroanalýzy chemického složení materiálu 17 351

Tab. 18 Normou deklarované chemické složení materiálu 17 351 [28]

materiál	C	Cr	Ni	Si	Al	Ti	Mn	P	S
17 351	do 0,08	15,5-17	5,5-7	do 0,9	do 1	0,5-1	0,3-0,8	<0,045	<0,035

Každá testovací sada obsahovala 3ks vzorků. Jeden vzorek pro metalografickou analýzu a měření tvrdosti a sadu dvou vzorků (tyčovina o průměru 28 mm a délky 50 a 100 mm). Dvojice vzorků různých délek byla využita pro měření rychlosti ultrazvukových vln, vzorek délky 100 mm následně i pro měření elektrického odporu.

Z tyčí byly pomocí tepelného zpracování vyrobeny zkušební vzorky s rozdílnými mikrostrukturními stavy i mechanickými vlastnostmi. Přehled jednotlivých vzorků včetně jejich tepelného zpracování je shrnut v tab. 19.

Pozn.: Tepelné zpracování bylo voleno tak, aby bylo dosaženo dostatečně odlišných mikrostrukturních stavů. Dané postupy tepelného zpracování neodpovídají standardně prováděným procesům!

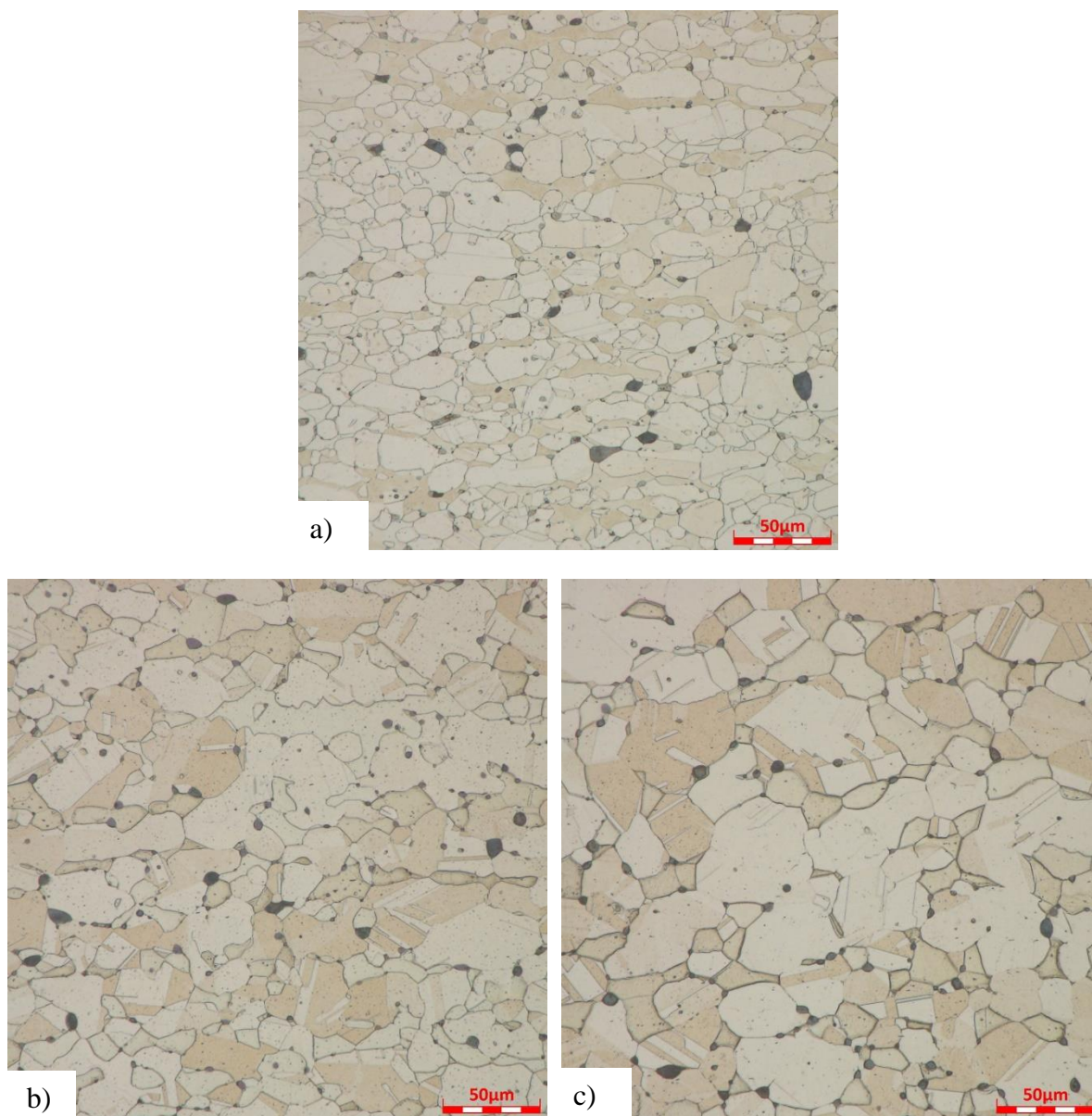
Tab. 19 Přehled stavu tepelného zpracování vzorkového materiálu

materiál	vzorek	tepelné zpracování	stav materiálu
CuNi7Zn39Pb3Mn2	Ms-1	výchozí stav	výchozí stav
	Ms-2	600 °C / 4 h / vzduch	rekrytalizačně žháno
	Ms-3	600 °C / 9 h / vzduch	rekrytalizačně žháno
17 351	OC-1	výchozí stav	výchozí stav
	OC-2	1040 °C / 3 h / vzduch	rozpouštěcí žhání
	OC-3	1040 °C / 3 h / vzduch + 500 °C / 2 h / voda	stav po vytvrzení

### 3.4.2 Mikrostruktura experimentálního vzorkového materiálu

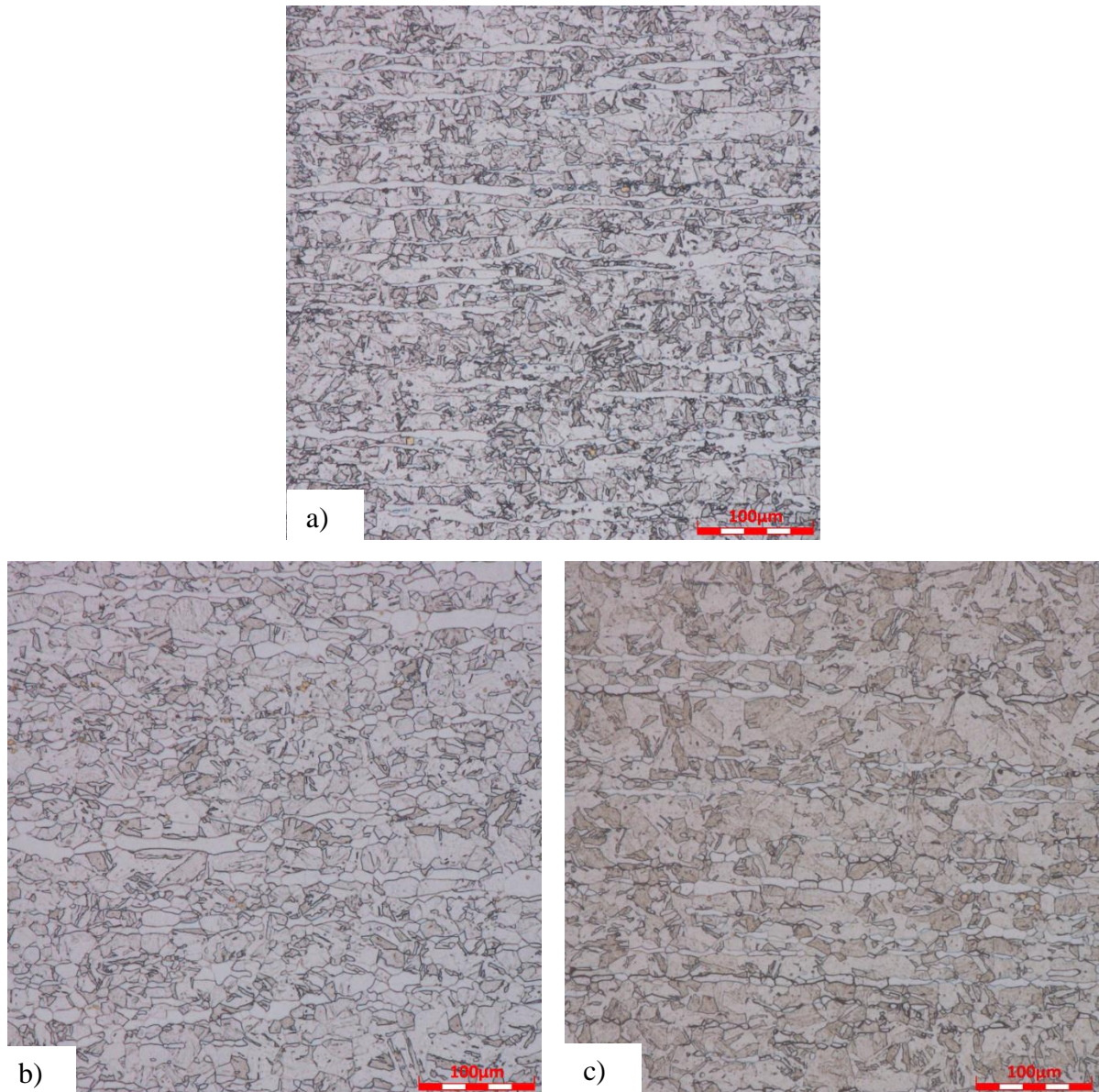
Na následujících obrázcích (obr. 41, obr. 42 a obr. 43) je dokumentována mikrostruktura všech experimentálních vzorků.

Velikost zrna u rekrystalizačně žíhaných vzorků materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 je oproti výchozímu stavu větší. U výchozího stavu Ms-1 byla velikost zrna stanovena na G6.5, u vzorku Ms-2 na G5.5 a u Ms-3 na G5.0.

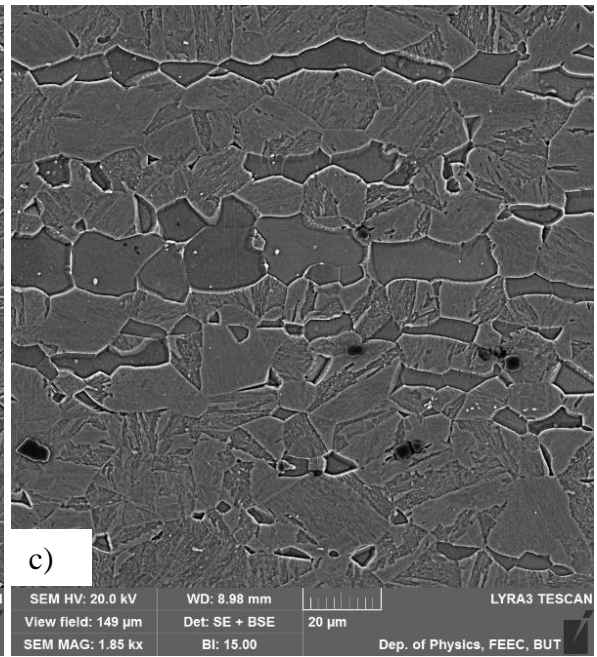
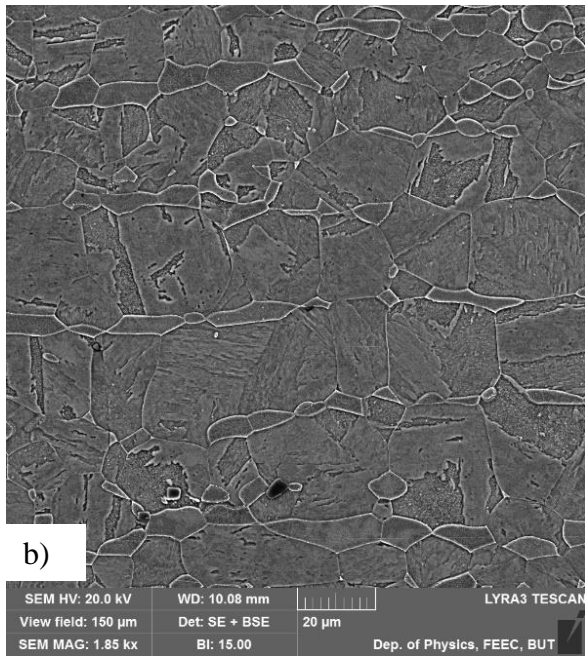
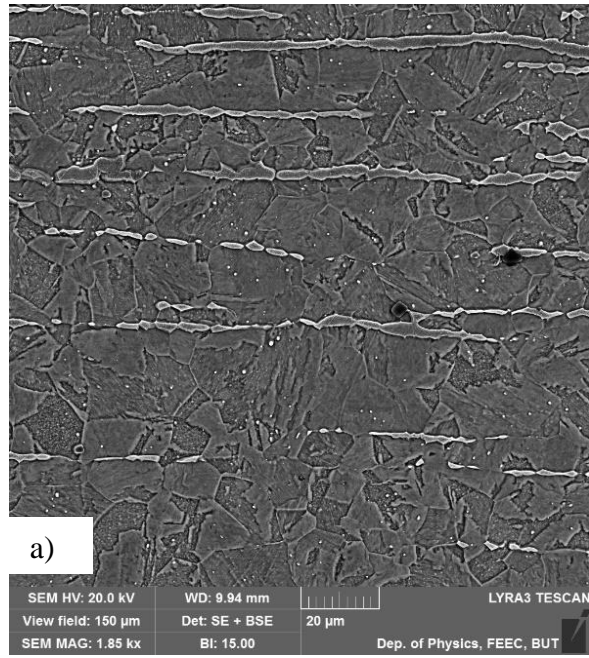


Obr. 41 Mikrostruktura vzorků, středová oblast tyče, podélný směr; a) Ms-1; b) Ms-2; c) Ms-3; (LM, zv.1000x, leptáno)

Mikrostruktura oceli 17 351 (obr. 42, obr. 43) je tvořena nesouvislými řádky  $\delta$ -feritu a martenzitem. V mikrostruktuře bylo pozorováno i velké množství karbonitridů titanu a drobně dispergované karbidické částice. Ze srovnání všech mikrostrukturních stavů vyplývá, že v průběhu tepelného zpracování dochází k viditelnému nárůstu původního austenitického zrna, vyššímu objemovému podílu  $\delta$ -feritu a ke vzniku hrubších desek martenzitické fáze.



Obr. 42 Mikrostruktura oceli 17 351; a) OC-1; b) OC-2; c) OC-3; (LM, zv.600x, leptáno)



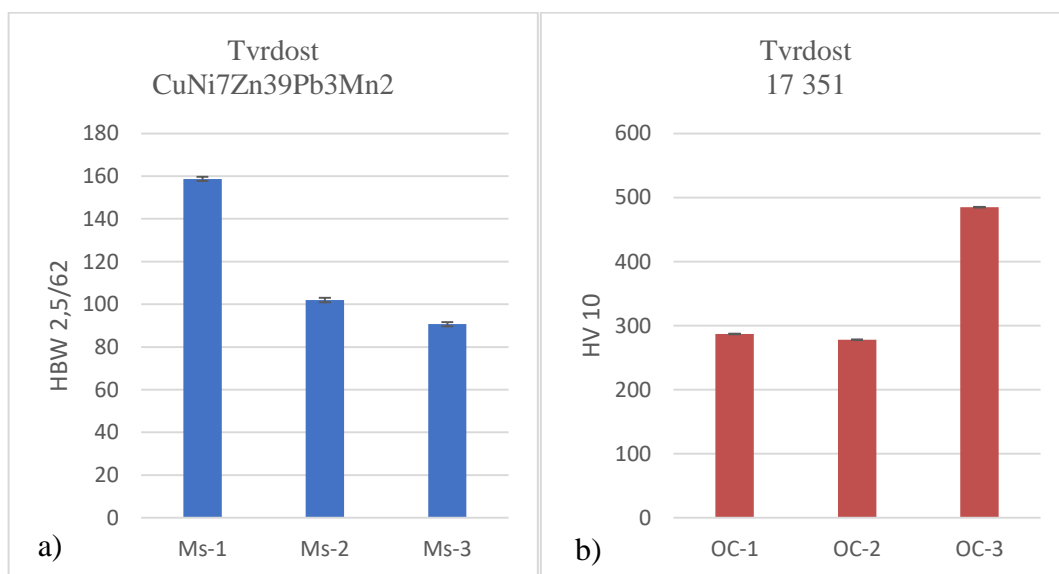
Obr. 43 Mikrostruktura 17 351; a) OC-1; b) OC-2; c) OC-3; (SEM-SE+BSE, leptáno)

### 3.4.3 Měření tvrdosti

Pro určení základních mechanických vlastností experimentálních vzorků bylo zvoleno měření tvrdosti. Pro každý z materiálů byla zvolena odpovídající metodika měření tvrdosti. Výsledky měření jsou shrnuty v tab. 20 a graficky pak na obr. 44.

Tab. 20 Výsledky měření tvrdosti

materiál	vzorek	tvrdost	standardní odchylka
CuNi7Zn39Pb3Mn2	Ms-1	158,7 HBW	0,6
	Ms-2	102 HBW	0,1
	Ms-3	90,7 HBW	0,8
17 351	OC-1	287 HV10	0,4
	OC-2	278 HV10	0,66
	OC-3	485 HV10	0,5



Obr. 44 Výsledky měření tvrdosti; a) CuNi7Zn39Pb3Mn2; b) 17351

Tvrdost vzorku Ms-1 byla prakticky shodná s tvrdostí původně analyzovaného vzorku N. Vzorky mosazi po rekrystalizačním žhání (Ms-2 a Ms-3) vykazují dle předpokladu o cca 1/3 nižší hodnoty tvrdosti. Předpokládané změny tvrdosti byly zaznamenány i u vzorků oceli. Tvrdost vzorku OC-2 je oproti výchozímu stavu mírně nižší, oba stavy (výchozí stav i stav po rozpouštěcím žhání) jsou však významně nižší oproti stavu po vytvrzení.

### 3.4.4 Měření elektrického odporu

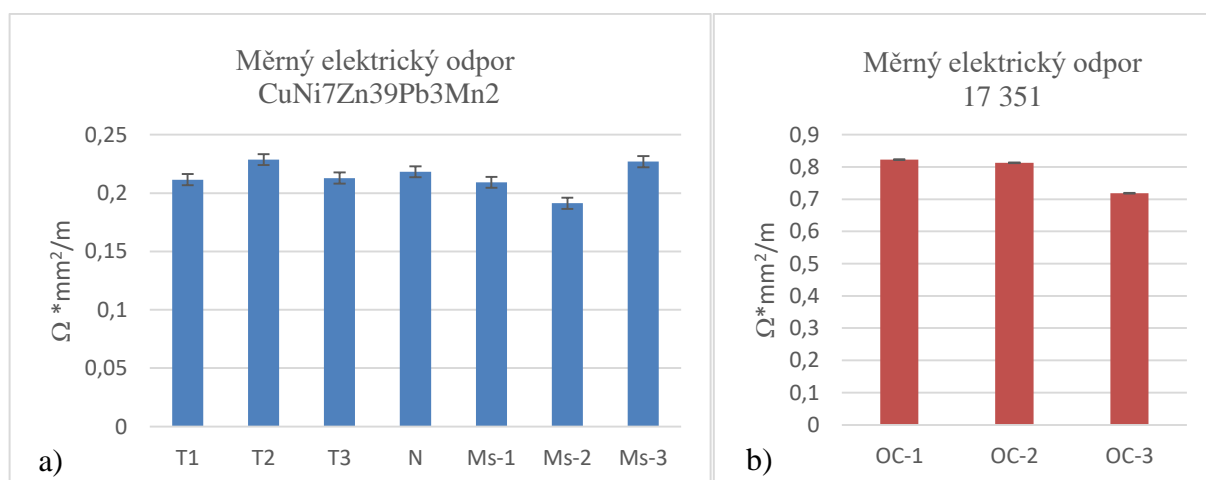
Cílem měření bylo prověřit míru závislosti mikrostrukturního stavu materiálu na jeho elektrickém odporu (rezistivitě), neboť tato materiálová charakteristika je jednou z určujících pro správnou funkci tyče amortizéru. Přesnější zmapování této závislosti by mohlo významně napomoci při řešení problémů degradačního poškození během provozního namáhání. Současně by tyto poznatky mohly hrát významnou roli při volbě materiálu nových tyčí amortizéru s přesně definovaným mikrostrukturním stavem (tepelným zpracováním) a mechanickými vlastnostmi.

Měření elektrického odporu bylo prováděno na všech dostupných vzorcích (tj. i na vzorcích dokumentovaných v části A). Pro měření byly použity vzorky o délce cca 100 mm a průměru 28 mm, měření probíhalo při teplotě okolí 25 °C.

Na každém vzorku bylo provedeno celkem 5 nezávislých měření. Na jednotlivých tyčích byl naměřen elektrický odpor, který se následně přepočítal na měrný elektrický odpor. Převrácená hodnota měrného elektrického odporu udává měrnou elektrickou vodivost (konduktivitu). Výsledky měření jsou shrnuty v tab. 21 graficky na obr. 45.

Tab. 21 Rezistivita a konduktivita

materiál	vzorek	měrný elektrický odpor [ $\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ ]	standard. odchylka	konduktivita $\text{m}/\Omega \cdot \text{mm}^2$
CuNi7Zn39Pb3Mn2	T1	0,212	0,0006	4,728
	T2	0,223	0,0003	4,373
	T3	0,213	0,0013	4,700
	N	0,218	0,0002	4,583
	Ms-1	0,209	0,0011	4,780
	Ms-2	0,191	0,0015	5,228
	Ms-3	0,227	0,0002	4,406
17 351	OC-1	0,823	0,0008	1,215
	OC-2	0,813	0,0001	1,230
	OC-3	0,718	0,0021	1,392



Obr. 45 Výsledky měření měrného elektrického odporu; a) CuNi7Zn39Pb3Mn2; b) 17 351

U vzorků z mosazi CuNi7Zn39Pb3Mn2 lze pozorovat, že měrný el. odpor je u všech vzorků velmi podobný a jeho ovlivnění mikrostrukturním stavem materiálu je nevýznamné. Výsledky odporu přibližně odpovídají normované hodnotě. Odlišné výsledky je ale možné sledovat u vzorků oceli 17 351 (obr. 45b). Zde je zřejmé, že el. odpor silně závisí na mikrostrukturním stavu materiálu (jeho konkrétním tepelném zpracování).

Pozn.: Vzhledem k ne příliš vhodným rozměrům vzorků pro toto měření lze tyto výsledky považovat pouze za informativní.

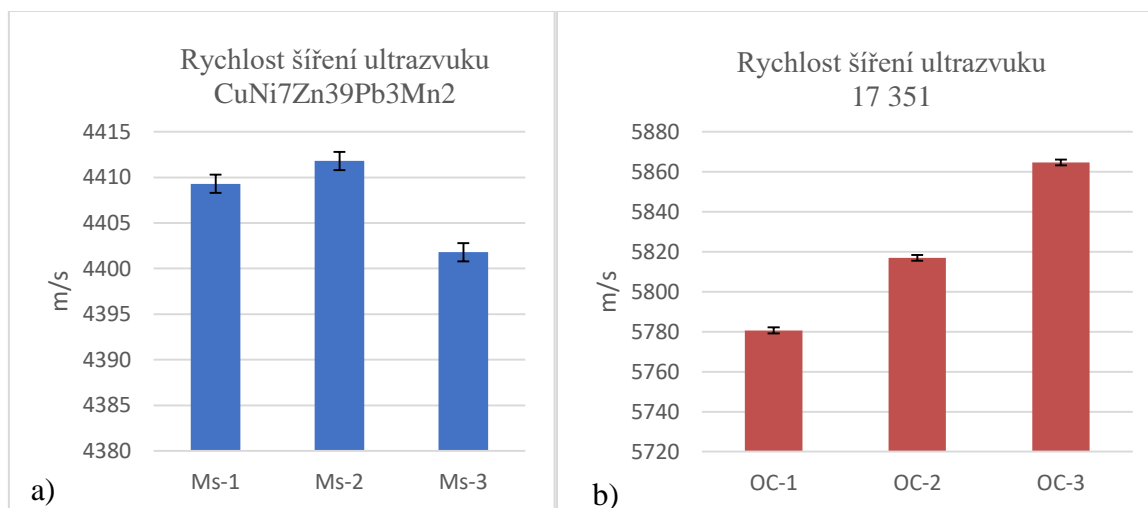
### 3.4.5 Měření rychlosti šíření ultrazvukových vln

U obou experimentálních sad vzorků (CuNi7Zn39Pb3Mn2 a 17351) bylo provedeno měření rychlosti šíření ultrazvukových vln v závislosti na změně mikrostrukturního stavu.

Měření probíhalo identicky jako v případě měření rychlost UTZ vln, viz kap. 3.3.1. Výsledky měření jsou shrnuty v tab. 22 a graficky jsou zpracovány na obr. 46.

Tab. 22 Výsledky měření rychlosti šíření ultrazvukových vln

vzorek	měření			aritmetický průměr	standard. odchylka
<b>Ms-1</b>	4409,2	4409,2	4409,8	<b>4409,30</b>	0,35
<b>Ms-2</b>	4411,2	4413,0	4411,2	<b>4411,80</b>	1,04
<b>Ms-3</b>	4402,8	4404,0	4398,6	<b>4401,80</b>	2,77
<b>OC-1</b>	5780,0	5780,0	5782,0	<b>5780,67</b>	1,15
<b>OC-2</b>	5815,9	5815,9	5819,0	<b>5816,93</b>	1,79
<b>OC-3</b>	5866,0	5866,0	5862,0	<b>5864,67</b>	2,31



Obr. 46 Výsledky měření rychlosti šíření ultrazvukových vln vzorků; a) CuNi7Zn39Pb3Mn; b) 17 351

Po srovnání výsledků u jednotlivých sad materiálů lze konstatovat, že u materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2, viz obr. 46a, se rychlost šíření UZV vln v závislosti na velikosti zrna (námi experimentálně vyrobených velikostí) příliš neliší. V rámci daného rozptylu velikostí zrn u daného materiálu nelze prokázat významnou závislost na změně rychlosti šíření UZV vln. Naproti tomu ze srovnání rychlostí šíření UZV vln u vzorků z oceli 17351 lze jednoznačně pozorovat významnou závislost na jejím mikrostrukturním stavu (obr. 46b). Je zjevné, že s nárůstem velikostí původního austenitického zrna dochází současně k nárůstu rychlosti šíření UZV vln.

## 4 Výsledky a Diskuze

### Část: A Materiálová analýza poškozených tyčí amortizéru

Úvodní experimentální část bakalářské práce byla zaměřena na komplexní materiálovou analýzu tyčí amortizéru vyrobených tvářením za tepla z niklové mosazi CuNi7Zn39Pb3Mn, v různém stavu degradačního poškození, které se v současné době používají u hydroalternátorů.

Komplexní materiálová analýza všech dodaných tyčí amortizéru z mosazi CuNi7Zn39Pb3Mn (poškozených, povrchově degradovaných i nové tyče) objasnila několik skutečností:

- Chemické složení všech analyzovaných vzorků tyčí amortizéru je v souladu s normou předepsanými obsahy jednotlivých prvků pro deklarovaný materiál CuNi7Zn39Pb3Mn2.

S využitím rentgenové difrakční analýzy bylo stanoveno fázové složení dvou analyzovaných vzorků (T2 a N). V obou případech byla analyzována majoritní přítomnost fáze Cu<sub>2,6</sub>Zn<sub>1,4</sub> (Fm-3m) odpovídající fázi α a malé množství (do 10%) fáze Cu<sub>1,00</sub>Zn<sub>1,00</sub> (Pm-3m) odpovídající fázi β'.

- Tvrdosti (HBW 2,5/62,5) jednotlivých vzorků jsou odlišné. Tvrdosti podpovrchových oblastí (až na výjimku u vzorku T2) vykazují výrazně vyšší hodnoty (cca 140-170 HBW 2,5/62,5) oproti oblastem středovým (cca 120–140 HBW 2,5/62,5). Významný pokles tvrdosti v podpovrchové oblasti vzorku T2 (cca 110 HBW 2,5/62,5) lze přičíst intenzivnímu degradačnímu poškození v důsledku vysokoteplotní expozice během provozního namáhání.
- Komparací nelepťaného stavu jednotlivých vzorků, ze které je zjevná významná odlišnost ve velikosti a distribuci fáze na bázi olova po průřezu tyčoviny, bylo prokázáno, že tyčoviny nepochází z jedné šarže materiálu (stejně tavby).
- Velikost zrna i jeho rovnoměrnost, hodnocená dle ASTM E112, je u jednotlivých vzorků rozdílná. Z mikrostrukturních snímků je zřejmé, že velikost zrna se u všech analyzovaných vzorků liší ve středové a podpovrchové části. S výjimkou vzorku T3-1 je velikost zrna v jednotlivých částech nerovnoměrná. Největší velikost zrna byla pozorována u nové tyče N (lokálně až G3.5), nejmenší pak poškozené tyče T3-1 (G11.0) a T1 (G10.0).
- Mikrostrukturní analýza dokládá, že u vzorků T2 a T3-1 došlo během namáhání k významnému tepelnému ovlivnění materiálu zasahující do hloubky až 1 mm. V důsledku tepelného ovlivnění V podpovrchových oblastech je struktura lokálně tvořena křehkou fází β' s jehlicovitou morfologií. Lokálně bylo možné pod vrstvou přetavovaného materiálu pozorovat vrstvu hrubozrnné jednofázové struktury (α), které bylo způsobeno lokální rekrystalizací. Povrch degradovaných vzorků je výrazně obohacen o kyslík a železo (až 9,9 % Fe) díky difúzním procesům z okolních součástí během enormního přehřátí/namáhání tyče.

## **Část B: Návrh nedestruktivní techniky**

Jako vhodná nedestruktivní technika pro včasné odhalení degradace materiálu byla navržena ultrazvuková zkouška. Rychlost šíření ultrazvukových vln byla měřena na všech doposud analyzovaných vzorcích (T1, T2, T3 a N). Naměřené hodnoty se na jednotlivých vzorcích podstatně lišily.

Při srovnání výsledků rychlostí šíření ultrazvukových vln s výsledky měření tvrdosti a mikrostrukturní analýzy jednotlivých vzorků lze konstatovat, že rychlost šíření ultrazvuku závisí na stavu struktury a je nepřímo úměrná tvrdosti a velikosti zrna.

Za předpokladu, že reálná délka tyče amortizéru je cca 3 m, lze předpokládat, že naměřené rozdíly rychlostí ultrazvuku budou u reálných tyčí se změnou mikrostrukturních stavů v různých objemech ještě výrazněji vyšší. Vzhledem k nedostatku informací o výchozím stavu materiálu by bylo pro kvalitní predikci stavu degradace nutné provést sérii provozních měření, na kterých by se sledovaly rozdíly rychlosti ultrazvuku v závislosti na čase (provozním namáhání).

## **Část C: Prověření vlivu strukturního stavu materiálu na jejich mechanické, elektrické a fyzikální vlastnosti**

Studovanými materiály byly nově, k tomuto účelu dodané tyče amortizéru. Byla dodána záložní (prozatím nepoužitá) tyč amortizéru z již dříve studované niklové mosazi  $\text{CuNi}_{7\text{Zn}_{39}\text{Pb}_{3}\text{Mn}_{2}}$  a tyč amortizéru vyrobená z korozi-vzdorné Cr-Ni-Al-Ti oceli 17 351, která byla v minulosti součástí funkčního amortizéru.

Z obou materiálů byly vyrobeny sady zkušebních vzorků pomocí různého tepelného zpracování tak, aby bylo dosaženo co možná nejrozmanitějších mikrostrukturních stavů.

### **MĚŘENÍ TVRDOSTI**

U všech vzorků byla měřena tvrdost materiálu. Naměřená tvrdost vzorku Ms-1 (výchozí stav) byla prakticky shodná s původně analyzovaným vzorkem N (158 HBW), je tedy možné předpokládat, že původně dodaná tyč N a nově dodaná tyč, ze které byl odebrán vzorek Ms-1 pochází z identické tavby. Vzorky Ms-2 a Ms-3 nabývaly po tepelném zpracování dle předpokladu přibližně o cca 1/3 nižších hodnot tvrdosti z důvodu nárůstu velikosti zrna. Předpokládané změny tvrdosti byly zaznamenány i u vzorků oceli. Tvrdost vzorku OC-2 je oproti výchozímu stavu (287 HV10) mírně nižší (278 HV10), oba stavy (výchozí stav i stav po rozpouštěcím žihání) jsou však významně nižší oproti stavu po vytvrzení 485 HV10).

### **MĚŘENÍ ELEKTRICKÉHO ODPORU**

Cílem měření elektrického odporu bylo prověřit jeho závislost na mikrostrukturním stavu materiálu. Přesnější zmapování této závislosti by mohlo významně napomoci při řešení problémů degradačního poškození během provozního namáhání. Současně by tyto poznatky mohly hrát významnou roli při volbě materiálu nových tyčí amortizéru s přesně definovaným mikrostrukturním stavem (tepelným zpracováním) a mechanickými vlastnostmi.

Měření elektrického odporu u materiálu  $\text{CuNi}_{7\text{Zn}_{39}\text{Pb}_{3}\text{Mn}_{2}}$  bylo prováděno na všech dostupných vzorcích (tj. i na vzorcích dokumentovaných v části A). Hodnoty elektrického

odporu se u jednotlivých vzorků lišily pouze minimálně, naměřený elektrický odpor byl velmi nízký, pohyboval se okolo hodnoty  $0,2 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$  a odpovídal normované hodnotě. Naopak u oceli 17 351 bylo možno u hodnot naměřených odporů zaznamenat změny. Z měření vyplývá, že hodnoty el. odporu významně závisí na tepelném zpracování materiálu 17351.

Vzhledem k ne příliš vhodným rozměrům vzorků (průměr 28 mm, délka 100 mm) pro toto měření lze tyto výsledky považovat pouze za informativní.

#### MĚŘENÍ RYCHLOSTI ŠÍŘENÍ ULTRAZVUKOVÝCH VLN

Na sadě vzorků byla provedena zkouška ultrazvukem, při které byly měřeny rychlosti šíření UZV vln v materiálech s různým mikrostrukturním stavem.

Po srovnání výsledků u jednotlivých sad materiálů lze konstatovat, že u materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 se rychlost šíření UZV vln v závislosti na velikosti zrna (námi experimentálně vyrobených velikostí) příliš neliší.

Naproti tomu ze srovnání rychlosti šíření UZV u vzorků z oceli 17351 lze jednoznačně pozorovat významnou závislost na jejím mikrostrukturním stavu. Je zjevné, že s nárůstem velikostí původního austenitického zrna dochází současně k nárůstu rychlosti šíření UZV vln.

## 5 Závěr

### TYČE AMORTIZÉRU VYROBENÉ Z NIKLOVÉ MOSAZI $\text{CuNi7Zn39Pb3Mn2}$

V průběhu provozního namáhání tyčí amortizérů vyrobených z materiálu  $\text{CuNi7Zn39Pb3Mn2}$  dochází k silnému lokálnímu povrchovému tepelnému ovlivnění materiálu. Lokální změna mikrostrukturního stavu materiálu je následně příčinou významné změny mechanických vlastností. Přítomnost jehlicovité morfologie křehké fáze  $\beta'$  v podpovrchových oblastech tyče amortizéru je důvodem významného zvýšení křehkosti, o čemž svědčí přítomnost četných trhlin. Vzhledem k dynamickému namáhání tyčí amortizéru během jeho provozu dochází následně v těchto oblastech k iniciaci a růstu trhlin vedoucích k úplné destrukci tyče.

Jako účinná a rychlá provozní diagnostická metoda zjišťující míru degradace tyče amortizéru během její provozní životnosti byla navržena zkouška rychlosti šíření UZV vln. Tutu zkoušku lze aplikovat přímo na tyčích amortizéru hydrogenerátoru bez nutnosti jakékoliv demontáže či konstrukčních zásahů.

Měření prováděná v rámci bakalářské práce jednoznačně prokázala přímou souvislost mezi mírou degradačního poškození podpovrchových oblastí způsobenou změnou průměrné velikosti zrna a objemovým podílem přítomných fází v teplotně ovlivněných (degradovaných) oblastech a změnou rychlosti šíření UZV vln. Obecně lze konstatovat, že s poklesem průměrné velikosti zrna přítomných fází a se zvyšujícím se podílem fáze  $\beta'$  dochází i k poklesu rychlosti šíření UZV vln v materiálu.

Vzhledem ke skutečnosti, že v průběhu řešení BP bylo prokázáno, že se výchozí mikrostrukturní stav materiálu tyčí amortizéru významně lišil, je třeba v rámci provozní diagnostiky degradace zaměřit pozornost na pečlivé stanovení výchozích stavů jednotlivých šarží použitých tyčí.

Experimentální prověření závislosti mezi mikrostrukturními změnami (velikost zrna, fázové složení) a elektrickým odporem neprokázalo žádnou závislost. Z tohoto důvodu nelze předpokládat ovlivnění funkce tyče z hlediska jejich elektrických vlastností v průběhu její životnosti. Použití různých šarží materiálu (z hlediska poměru přítomných fází, velikosti zrna či velikosti a distribuce fáze na bázi olova) lze tedy považovat za nepodstatné.

### TYČE AMORTIZÉRU VYROBENÉ Z OCELI 17 351

Velkým překvapením v průběhu řešení bakalářské práce se ukázala skutečnost, že původně provozované tyče amortizéru na identickém zařízení byly vyrobeny z korozivzdorné Cr-Ni-Al-Ti oceli 17 351.

Vzhledem k chemickému složení korozivzdorné oceli i k jejím fyzikálním vlastnostem (teplota překrytání, teplota tavení) je zřejmé, že v rámci provozního namáhání tyče amortizéru, nebude jako v případě niklových mosazí, docházet k tak intenzivnímu tepelnému ovlivnění materiálu během provozu a tím k její degradaci.

Přesto se pro srovnání experimentální část bakalářské práce zaměřila stejně jako v případě niklové mosazi na závislost změn mikrostrukturních parametrů na elektrické vlastnosti i na rychlost šíření UZV vln. Měření prokázalo existenci závislosti obou zmiňovaných parametrů

na mikrostrukturním stavu materiálu. Zatímco v případě rychlosti šíření UZV docházelo k velmi významnému zvyšování rychlosti šíření při zvětšování velikosti původního austenitického zrna a zmenšování zrna  $\delta$ -feritu v matrici, v případě elektrického odporu byla závislost zcela opačná.

Je zřejmé, že vlastnosti obou materiálů (niklová mosaz CuNi7Zn39Pb3Mn2 a korozivzdorná ocel 17 351) jsou z hlediska jejich pevnostních charakteristik, modulu pružnosti, křehkolomového chování, tepelné vodivosti, tepelné roztažnosti, elektrických (řádově odlišné odpory) i magnetických vlastností (zcela nemagnetický vs. zcela magnetický materiál) zcela odlišné, a proto nejsou důvody volby nového z tak zcela odlišnými fyzikálními vlastnostmi materiálu (niklové mosazi) zcela zřejmé.

## 6 Literatura

- [1] ČERMÁK, Jiří. Synchronní stroje-konstrukce, princip a použití. Energetice [online]. OM Solutions, 2015, 22. 5. 2015 [cit. 2019-03-17]. Dostupné z: <https://oenergetice.cz/elektrina/synchronni-stroje-konstrukce-princip-a-pouziti/>
- [2] Synchronní alternátor. Energyweb [online]. 2002 [cit. 2019-03-17]. Dostupné z: [http://www.energyweb.cz/web/index.php?display\\_page=2&subitem=2&slovník\\_page=synchron\\_altern.html](http://www.energyweb.cz/web/index.php?display_page=2&subitem=2&slovník_page=synchron_altern.html)
- [3] ČERNOHORSKÝ, Petr. Návrh rekonstrukce vodní elektrárny. Plzeň, 2013. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni. Vedoucí práce Jan Mühlbacher.
- [4] PETROV, Georgij Nikolajevič. Elektrické stroje. Praha: Academia, 1982.
- [5] POLIAK, František, Viliam FEDÁK a Ladislav ZBORAY. Elektrické pohony. Bratislava: Alfa, 1987, 614 s.
- [6] CALLISTER, William D. a David G. RETHWISCH. Materials science and engineering: SI version. 9th ed. China: Wiley, c2014. ISBN 9781118319222.
- [7] ASM Handbook: Volume 3 Alloy Phase Diagrams. Revised. United States of America: ASM International, 1992. ISBN 0-87170-381-5.
- [8] GARG, Rohini, S RANGANATHAN a Satyam SUWAS. Effect of mode of rolling on development of texture and microstructure in two-phase ( $\alpha + \beta$ ) brass. Materials Science and Engineering: A. Elsevier, 2010, 527(18-19), 4582-4592. ISSN 0921-5093.
- [9] LIANG, Song-Mao, Hsien-Ming HSIAO a Rainer SCHMID-FETZER. Thermodynamic assessment of the Al–Cu–Zn system, part I: Cu–Zn binary system: Cu–Zn binary system. Calphad. Elsevier, 2015, 51, 224-232. ISSN 0364-5916.
- [10] PÍŠEK, František, Ladislav JENÍČEK, Přemysl RYŠ a Mojmír CENEK. Nauka o materiálu I: nauka o kovech. Druhé rozšířené a zcela přepracované vydání. Praha: Academia, nakladatelství Československé akademie věd, 1973.
- [11] PTÁČEK, Luděk. Nauka o materiálu II. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [12] MICHNA, Štefan a Lenka MICHNOVÁ. Neželezné kovy. Děčín: Štefan Michna, Lenka Michnová, 2014. ISBN 978-80-260-7132-7.
- [13] Atlas materiálových struktur [online]. In: KLAČURKOVÁ, Lenka, Karel SLÁMEČKA, Ladislav ČELKO a Ondřej MAN. 2009, aplikace [cit. 2019-03-29].
- [14] WILLIAMS, Scott H. In-situ neutron diffraction analysis of deformation behavior of ductile rare-earth intermetallic YCu. Digital Repository@ Iowa State University, 2009.
- [15] DAVIS, J. R. Copper and copper alloys. Materials Park, OH: ASM International, c2001. ISBN 978-0-87170-726-0
- [16] KOCICH, Radim. Termomechanické procesy tváření: studijní opora. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2014. ISBN 978-80-248-3586-0.
- [17] Nikl. Periodická tabulka: Chemické prvky [online]. 2017 [cit. 2019-03-17]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/28.html>
- [18] DAVIS, J. R. Nickel, cobalt, and their alloys. Materials Park, OH: ASM International, c2000. ISBN 978-0-87170-685-0.

- [19] ASM INTERNATIONAL. HANDBOOK COMMITTEE (ed.). Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. Asm Intl, 1990. 978-0-87170-378-1
- [20] Tepelné zpracování. Bodycote [online]. [cit. 2019-03-29]. Dostupné z: <https://www.bodycote.com/cs/sluzby/tepelne-zpracovani/>
- [21] PANTAZOPOULOS, G. VAZDIRVANIDIS, . J Fail. Anal. and Preven., (2008) 8: 218. <https://doi.org/10.1007/s11668-007-9084-7>
- [22] O'BRIEN, ANETTE SINNES, KATHY,(2015). Welding Handbook, Volume 5 - Materials and Applications, Part 2 (9th Edition) - 3.7.6 Copper-Nickel-Zinc Alloys (Nickel Silver).American Welding Society (AWS). Retrieved from <https://app.knovel.com/hotlink/pdf/id:kt00CQNT34/welding-handbook-volume/copper-cop-nickel-zinc>
- [23] MEIER, Axel. Diamond turning of diffractive microstructures. Elsevier: Precision Engineering. 2015.
- [24] ČSN EN 1412: Měď a slitiny mědi - Evropský systém číselného označování. Praha: Vydavatelství ÚNM, 2017.
- [25] EN 12168: Měď a slitiny mědi - Duté tyče pro třískové obrábění. Praha: Vydavatelství ÚNM, 2017.
- [26] ČSN 42 3256: Slitina mědi tvářená CuNi15Zn21. Praha: Vydavatelství ÚNM, 1983.
- [27] ČSN 41 7241: Ocel 17 241 Cr-Ni. Praha: Vydavatelství ÚNM, 1980.
- [28] ČSN 41 7351: Ocel 17 351 Cr-Ni-Al-Ti. Praha: Vydavatelství ÚNM, 1989.

## 7 Seznam použitých zkratek a symbolů

$\alpha, \beta$	fáze mosazi
Å	Ångström, jednotka délky, $10^{-10}\text{m}$
FCC	plošně centrovaná kubická mřížka
BCC	prostorově středěná kubická mřížka
$\rho$	elektrický odpor, jednotka : $\Omega$
$\rho_0, \alpha$	konstanty pro každý kov
Ci	koncentrace nečistot
$\rho_\alpha, V_\alpha$	rezistivita pro danou fázi a dílčí objem
$\sigma$	elektrická vodivost, jednotka : S
L	konstanta
k	tepelná vodivost
Rm	mez pevnosti, jednotka: MPa
Rp <sub>0,2</sub> /Re	mez kluzu, jenotka: MPa
E	Youngův modul pružnosti, jednotka: MPa
$\mu$	magnetická permeabilita, jednotka: H/m
c	měrná tepelná kapacita, jednotka: J/(Kg*K)
A	tažnost, jednotka: %
CW	tvážení zastudena (cold work), jednotka: %
G	měrná elektrická vodivost, jednotka: S/m
$\lambda$	tepelná vodivost, jednotka: W/m*K
$\alpha$	teplotní roztažnost, jednotka: K <sup>-1</sup>
HBW	tvrdost dle Brinella, kulička z tvrdokovu
HV	tvrdost dle Vickerse
UZV	ultrazvukové vlny

## 8 Seznam obrázků

Obr. 1 Rotor synchronního generátoru s vniklými póly [1] .....	7
Obr. 2 1) stator, 2) rotor, 3) magnetický obvod statoru, 4) statorové vinutí, 5) rotorové vinutí, 6) póly, 7) sběrací kroužky, 8) hřídel [2].....	7
Obr. 3 a) Diagram Cu-Zn [6] b) Strukturní fáze systému Cu-Zn [7] .....	8
Obr. 4 Mikrostruktura homogenní mosazi, CuZn30 [13].....	9
Obr. 5 Mikrostruktura heterogenní mosazi, CuZn38Pb [13].....	10
Obr. 6 Vliv obsahu Zn na mechanické vlastnosti heterogenní mosazi [10].....	11
Obr. 7 Vliv teploty na a) mez pevnosti b) napětí pro 1 % creep, c) napětí porušení d) únavu [15] .....	11
Obr. 8 Elektrický odpor v závislosti na teplotě, množství příměsí a plastické deformaci [6]..	12
Obr. 9 Elektrický odpor v závislosti na obsahu zinku [6] .....	13
Obr. 10 Tepelná vodivost v závislosti na obsahu Zn [6].....	14
Obr. 11 Schématické znázornění mikrostruktury Cu-Ni [6] .....	15
Obr. 12 Vlastnosti mosazi v závislosti na obsahu Zn.....	15
Obr. 13 vliv tváření za studena na vlastnosti mosazi C3320 na (od shora) mez pevnosti, tažnost, tvrdost [15] .....	17
Obr. 14 a) Vliv velikosti zrna na mez pevnosti, žiháno, tloušťka vzorku 10 mm b) Vztah mezi velikostí zrna a tloušťkou versus prodloužení pro slitinu C26000 [19] .....	18
Obr. 15 Strukturní změny během rekrystalizačního žihání mosazi.....	19
Obr. 16 Závislost velikosti pevnosti v tahu a velikosti zrna na teplotě žihání (doba žihání 1 hod) u mosazí. Změny velikostí zrn jsou znázorněny schematicky. [6].....	20
Obr. 17 Závislost teploty rekrystalizace na stupni deformace [6].....	20
Obr. 18 Tyčoviny z materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 [18] .....	22
Obr. 19 Dodaný experimentální materiál .....	27
Obr. 20 Detailní vzhled tyče amortizéru T3 .....	27
Obr. 21 Detailní vzhled tyče T2 .....	28
Obr. 22 Grafické znázornění tvrdosti .....	29
Obr. 23 Mikrostruktura vz. T1 (LM, zv.150x, neleptáno); a) povrch b) střed .....	30
Obr. 24 Mikrostruktura vz. N (nová tyč amortizéru) (LM, zv.150x, neleptáno); a) povrch b) střed .....	30
Obr. 25 Mikrostruktura vz. T1 (LM, zv.400x, leptáno); a) povrch b) střed.....	31
Obr. 26 Mikrostruktura vz. T2 (LM, zv.400x, leptáno); a) povrch b) střed.....	31
Obr. 27 Mikrostruktura vz. T3-1 (LM, zv.400x, leptáno); a) povrch b) střed.....	31
Obr. 28 Mikrostruktura vz. N (nová tyč amortizéru) (LM, zv.400x leptáno); a) povrch b) střed .....	32
Obr. 29 T2, tepelně ovlivněná podpovrchová oblast, (leptáno, mapa 10x2, zv. 250x).....	32
Obr. 30 Mikrostruktura degradované podpovrchové oblasti vzorku T2 a) LM, zv.300x, leptáno, b) detail jehlicovité struktury $\beta'$ (SEM-SE+BSE, leptáno).....	33
Obr. 31 Mikrostruktura podpovrchové oblasti vz. T2, zhrubnutí zrna pod degradovanou vrstvou (LM, zv. 300x, leptáno).....	33
Obr. 32 a) detail povrchové oblasti vz. T2 (SEM-SE+BSE, leptáno), b) EDS spektrum oblasti 2.....	34

Obr. 33 Mikrostruktura podpovrchové oblasti vz. T2 (SEM-SE+BSE, leptáno).....	34
Obr. 34 EDS analýza vybraných oblastí vz. T2 a) lokalizace analyzovaných oblastí (SEM-SE+BSE, leptáno).....	35
Obr. 35 Chemické složení jednotlivých fází .....	35
Obr. 36 Mikrostruktura podpovrchové degradované oblasti a) vz. T3-1 b) vz. M (LM, zv.300x, leptáno) .....	36
Obr. 37 Procentuální zastoupení vyskytujících se fází u vzorků T2 a N.....	37
Obr. 38 Grafické znázornění rychlosti šíření ultrazvuku .....	38
Obr. 39 Spektrum EDS mikroanalýzy chemického složení materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 ...	40
Obr. 40 Spektrum EDS mikroanalýzy chemického složení materiálu 17 351 .....	41
Obr. 41 Mikrostruktura vzorků, středová oblast tyče, podélný směr; a) Ms-1; b) Ms-2; c) Ms-3; (LM, zv.1000x, leptáno).....	42
Obr. 42 Mikrostruktura oceli 17 351; a) OC-1; b) OC-2; c) OC-3; (LM, zv.600x, leptáno) ...	43
Obr. 43 Mikrostruktura 17 351; a) OC-1; b) OC-2; c) OC-3; (SEM-SE+BSE, leptáno).....	44
Obr. 44 Výsledky měření tvrdosti; a) CuNi7Zn39Pb3Mn2; b) 17351 .....	45
Obr. 45 Výsledky měření měrného elektrického odporu; a) CuNi7Zn39Pb3Mn2; b) 17 351.	46
Obr. 46 Výsledky měření rychlosti šíření ultrazvukových vln vzorků; a) CuNi7Zn39Pb3Mn; b) 17 351 .....	47

## 9 Seznam tabulek

Tab. 1 Vlastnosti niklu .....	14
Tab. 2 Žíhací teploty [20] .....	18
Tab. 3 Chemické složení v procentech, CuNi7Zn39Pb3Mn2 [24] .....	22
Tab. 4 Chemické složení vybraných mosazí [24;25;26] .....	22
Tab. 5 Chemické složení vybraných korozivzdorných ocelí [27;28] .....	23
Tab. 6 Srovnání fyzikálních a mechanických vlastností vybraných mosazí a korozivzdorných ocelí [24;25;26;27;28] .....	23
Tab. 7 Použití vybraných materiálů [24;25;26;27;28] .....	24
Tab. 8 Popis experimentálního materiálu .....	27
Tab. 9 Chemické složení vzorků T2, T3 a N (OES) .....	28
Tab. 10 Výsledky měření tvrdosti HBW 2,5/62,5 .....	28
Tab. 11 Hodnocení velikosti zrna experimentálních vzorků amortizérů .....	32
Tab. 12 EDS mikroanalýza vybraných oblastí vzorku T2 .....	34
Tab. 13 EDS mikroanalýza podpovrchové oblasti vzorku T2 .....	34
Tab. 14 Lokální EDS mikroanalýza vybraných oblastí .....	35
Tab. 15 Výsledky RTG analýzy vybraných vzorků .....	36
Tab. 16 Výsledky měření rychlosti šíření ultrazvukových vln .....	38
Tab. 17 Normou deklarované chemické složení materiálu CuNi7Zn39Pb3Mn2 [24] .....	40
Tab. 18 Normou deklarované chemické složení materiálu 17 351 [28] .....	41
Tab. 19 Přehled stavu tepelného zpracování vzorkového materiálu .....	41
Tab. 20 Výsledky měření tvrdosti .....	45
Tab. 21 Rezistivita a konduktivita .....	46
Tab. 22 Výsledky měření rychlosti šíření ultrazvukových vln .....	47